

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO PAULO
INSTITUTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA

CAROLINA FERRAZ

**CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS DE FERRO FUNDIDO DE
COQUILHAMENTO INDEFINIDO UTILIZADAS NA FABRICAÇÃO DE
CILINDROS PARA LAMINAÇÃO A QUENTE**

São José dos Campos

2019

CAROLINA FERRAZ

**CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS DE FERRO FUNDIDO DE
COQUILHAMENTO INDEFINIDO UTILIZADAS NA FABRICAÇÃO DE
CILINDROS PARA LAMINAÇÃO A QUENTE**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à
Universidade Federal de São Paulo como
requisito parcial para obtenção do grau de
Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Dra. Claudia Regina Serantoni

Coorientadora: Profa. Dra. Aline Capella de
Oliveira

São José dos Campos

2019

CAROLINA FERRAZ

**CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS DE FERRO FUNDIDO DE
COQUILHAMENTO INDEFINIDO UTILIZADAS NA FABRICAÇÃO DE
CILINDROS PARA LAMINAÇÃO A QUENTE**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à
Universidade Federal de São Paulo como requisito
parcial para obtenção do grau de Bacharel em
Engenharia de Materiais.

BANCA EXAMINADORA:

Dra. Claudia Regina Serantoni

Instituição Gerdau

Orientador

Prof. Dra. Aline de Capella Oliveira

Instituição UNIFESP

Coorientador

Prof. Dra. Gisele Ferreira de Lima Andreani

Instituição UNIFESP

Banca

Na qualidade de titular dos direitos autorais, em consonância com a Lei de direitos autorais nº 9610/98, autorizo a publicação livre e gratuita desse trabalho no Repositório Institucional da UNIFESP ou em outro meio eletrônico da instituição, sem qualquer ressarcimento dos direitos autorais para leitura, impressão e/ou download em meio eletrônico para fins de divulgação intelectual, desde que citada a fonte.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca da UNIFESP São José dos Campos com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Ferraz, Carolina.

Caracterização das Ligas de Ferro Fundido de Coquilhamento Indefinido Utilizadas na Fabricação de Cilindros para Laminação a Quente / Carolina Ferraz. – 2019
81 f.

Trabalho de conclusão de curso de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Federal de São Paulo, Instituto de Ciência e Tecnologia, 2019.

Orientador: Claudia Regina Serantoni.

Título em outro idioma: Characterization of Indefinite Chill Cast Iron Alloys Used on Work Rolls Manufacturing for Hot Rolling

1. Ferro Fundido Indefinido. 2. Laminação de Longos. 3. Dureza. 4. Desgaste Abrasivo. I. Claudia Regina Serantoni II. Trabalho de conclusão de curso de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Federal de São Paulo, Instituto de Ciência e Tecnologia. III. Caracterização das Ligas de Ferro Fundido de Coquilhamento Indefinido Utilizadas na Fabricação de Cilindros para Laminação a Quente

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus pelo dom da vida e por ser meu Alicerce durante toda esta trajetória.

Agradeço aos meus pais por terem dispensado tempo e investimento nos meus estudos. Em especial à minha mãe, Andréa Rodrigues, por ter me sido meu exemplo de dedicação e nunca ter desistido de me proporcionar as melhores oportunidades, mesmo quando as situações não eram favoráveis. Você me deu o melhor presente que é o acesso ao conhecimento e eu serei eternamente grata por isso. Agradeço também a minha irmã, Evelyn Ferraz, por ser um exemplo de determinação para mim, tão independente mesmo tão nova.

Aos meus amigos queridos e colegas de curso, Thaís Ayumi, Larissa Batista, Débora Gonçalo, Larissa Moura, Nivia Salles, Lucas Oliveira, dentre outros, agradeço pela parceria nessa jornada. Os momentos de estresse, tensão, estudo e dedicação só foram mais fáceis de enfrentar por ter vocês para compartilharmos juntos. Agradeço também ao Antônio Santos, grande amigo de vida, por ser mais que um suporte nessa trajetória, por quem tenho eterna gratidão e um enorme carinho.

Meus agradecimentos à Gerdau Summit e a todo meu time de apoio para realização deste trabalho. Arnaldo Motta, Abimael Silva e Odair Soares: vocês são parte fundamental nisso. Obrigada por me ensinarem tanto durante a busca por estes resultados e por estarem sempre dispostos a me ajudar com as questões técnicas do trabalho, me fazendo mais leve nos momentos difíceis. Ao Marcos Matsumoto, por ter me confiado a oportunidade de trabalharmos juntos e a missão de desenvolver este trabalho. E a todos os demais colaboradores que participaram direta ou indiretamente dessa jornada comigo.

À minha querida orientadora, Claudia Serantoni, por ser um exemplo de profissional e liderança, a quem sempre tive muito respeito. À minha professora, Aline Capella, pela disponibilidade em me orientar neste trabalho, mas, sobretudo, por compartilhar tanto conhecimento comigo durante todas as matérias em que tive o prazer de te ter como professora.

Por fim, obrigada a UNIFESP por todo conhecimento técnico e pelas experiências durante estes seis anos que me tornaram a engenheira que sou hoje. Tenho uma eterna dívida de gratidão por esta universidade.

RESUMO

O avanço tecnológico na fabricação dos cilindros de laminação a quente tem promovido o desenvolvimento de ligas ferrosas cada vez mais resistentes ao desgaste, com maior tenacidade e dureza, visando o aumento da produtividade do cilindro laminador e uma melhor qualidade superficial dos produtos laminados. Considerando-se o comportamento desses materiais em trabalho, este estudo realizou a análise laboratorial do ferro fundido de coquilhamento indefinido, também conhecido como Ni *Hard*, utilizado para fabricação de cilindros para laminação a quente. Seis diferentes ligas desse material (AA, A, B, C, D e E), com diferentes frações de grafita e carboneto, foram submetidas à caracterização microestrutural e mecânica. A técnica utilizada para a caracterização microestrutural foi a contagem da fração volumétrica dos microconstituintes e suas respectivas micrografias, utilizando-se o microscópio óptico e o software Qwin Leica. Para a caracterização mecânica, as amostras foram submetidas aos ensaios de dureza Vickers, com carga de 10 kgf, e dureza Brinell, com carga de 3000 kgf. Por fim, as Amostras A, B, C, D e E foram submetidas ao ensaio de desgaste abrasivo, utilizando-se um tribômetro pino-lixo. O grupo formado pelas Amostras A, B e C apresentou matriz perlítica, enquanto as Amostras AA, D e E apresentaram matriz bainítica. Os resultados indicaram que as Amostras AA e E apresentaram as menores frações volumétricas de carboneto e, conseqüentemente, menor valor de dureza nas medidas. A Amostra E apresentou a maior perda de massa dentre todas as amostras durante o ensaio de desgaste. A Amostra A apresentou a menor perda de massa, mas quantidades significativas de grafita em sua microestrutura e valores intermediários de dureza. As amostras B, C e D apresentaram boa resistência ao desgaste abrasivo, associada à alta fração volumétrica de carbonetos. Foi observado que o percentual de silício influenciou no tamanho dos nódulos de grafita e na fração volumétrica deste microconstituente nas amostras que apresentaram maior percentual em peso deste elemento: AA, A e E. Por fim, espera-se que os resultados das caracterizações cooperem no desenvolvimento de novas ligas de ferro fundido de coquilhamento indefinido e na simplificação de portfólio garantindo laminadores de alto desempenho e redução de custos.

Palavras-chaves: ferro fundido de coquilhamento indefinido, cilindros para laminação a quente, microestrutura, dureza, desgaste.

ABSTRACT

The technology progress on hot rolling rolls manufacturing has promoted the development of increasingly wearing resistance, toughness and hardness ferrous alloys, seeking the increasing of rolling mill productivity and a better rolled product superficial quality. Considering the behavior of those materials in service, this work proposes the lab analysis of indefinite chill cast iron, also known as Ni Hard type, which is used on hot rolling long products rolls's manufacturing. Six different alloys of those material (AA, A, B, C, D e E) with various fractions of graphite and carbides were submitted to a microstructural and mechanical characterization. The technique used to the microstructural characterization was counting the microconstituents volume fraction and your respective micrograph, using optical microscope and software Qwin Leica. For the mechanical characterization, the samples were submitted to a microhardness Vickers measurement under 10 gf load and to a hardness Brinell measurement under 3000 gf load. Finally, the samples A, B, C, D and E were submitted to an abrasive wear test using a pin-on-disk tribometer to analyze the mass loss. The compound group by A, B and C samples showed a perlitic matrix, while the samples AA, D and E showed a bainitic matrix. The results indicated less volume fraction of carbides for samples AA and E, and a lower hardness for them. The sample E also lost more mass during the wear abrasive test compared to the others. Sample A showed a good performance on wear abrasive test, but a significant number of graphite nodules on its microstructure and an intermediate hardness value. The samples B, C and D also exhibited a good wear abrasive resistance combined to a high volume fraction of carbides. It was identified that the percentage of silicon has influenced the size and volume fraction of graphite nodules on the sample's microstructure with higher weight percentage of this element – AA, A and E. Finally, it is expected that characterization results cooperate to the development of cast iron alloys and portfolio simplification, aiming to ensure high performance rolled mills and reducing costs.

Keywords: indefinite chill cast iron, hot rolling rolls, microstructure, hardness, wear resistance.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Diagrama Ferro Carbono.....	20
Figura 2 – Diagrama Fe-C. As linhas pontilhadas correspondem ao equilíbrio estável e as linhas cheias indicam o equilíbrio metaestável	21
Figura 3 – Aproximação do ponto eutético no Diagrama Fe-C.....	22
Figura 4 – Diagrama da Zona Acoplada Simétrica (a) e Zona Acoplada Assimétrica (b)	23
Figura 5 – Curva de Resfriamento de um Ferro Fundido Hipoeutético	24
Figura 6 – Análise térmica de uma liga Ni <i>Hard</i> durante sua solidificação	27
Figura 7 – Micrografia óptica de um ferro fundido do tipo Ni <i>Hard</i> , com matriz predominante martensítica, carboneto eutético M_3C e grafita vermicular	28
Figura 8 – Curvas típicas obtidas após análise térmica para três tipos de ferro fundido: cinzento, Ni <i>Hard</i> e branco	29
Figura 9 – Exemplificação da laminação de tiras à quente (a) e laminação de longos (b)	31
Figura 10 – Cilindro de laminação composto por mesa e pescoço superior (PS) e inferior (PI)	32
Figura 11 – Distribuição dos cilindros de um laminador de barras chatas.....	34
Figura 12 – Representação de um cilindro de ferro fundido de coquilhamento indefinido utilizado para retirada de amostras.....	35
Figura 13 – Fluxograma da metodologia de trabalho.....	36
Figura 14 – Microscópio óptico utilizado para a caracterização microestrutural.....	37
Figura 15 – Durômetro utilizado no ensaio de dureza Brinell.....	38
Figura 16 – Equipamento utilizado no ensaio de microdureza Vickers.....	39
Figura 17 – Tribômetro Pino-Lixa utilizado no ensaio de desgaste abrasivo.....	40

Figura 18– Esquematização das configurações utilizadas para o ensaio de desgaste abrasivo.....	41
Figura 19 – Microscopia Óptica da amostra AA sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	44
Figura 20 – Microscopia Óptica da amostra A sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	45
Figura 21 – Microscopia Óptica da amostra B sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	47
Figura 22 – Microscopia Óptica da amostra C sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	48
Figura 23 – Microscopia Óptica da amostra D sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	49
Figura 24 – Microscopia Óptica da amostra E sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	51
Figura 25 – Diagrama comparativo do tamanho de grafita por região analisada de cada amostra.....	52
Figura 26 – Diagrama comparativo para a quantidade de grafita por região analisada de cada amostra.....	54
Figura 27 – Diagrama comparativo para o percentual de grafita por região analisada de cada amostra.....	56
Figura 28 – Microscopia Óptica da amostra AA após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	58
Figura 29 – Microscopia Óptica da amostra A após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	59
Figura 30 – Microscopia Óptica da amostra B após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	60
Figura 31 – Microscopia Óptica da amostra C após ataque com aumento de 100x das regiões: (a)	

superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	62
Figura 32 – Microscopia Óptica da amostra D após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	63
Figura 33 – Microscopia Óptica da amostra AA após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.....	64
Figura 34 – Diagrama comparativo da quantidade de carbonetos nas regiões analisadas em cada amostra.....	65
Figura 35 – Diagrama comparativo do percentual de carbonetos nas regiões analisadas em cada amostra.....	67
Figura 36 – Curva de microdureza das amostras de ferro fundido indefinido.....	70
Figura 37 – Curva de dureza das amostras de ferro fundido indefinido.....	72
Figura 38 – Microestrutura analisada utilizando-se microscópio óptico: a) Amostra A, b) Amostra B, c) Amostra C, d) Amostra D e e) Amostra E.....	74
Figura 39 – Dureza HV30 das amostras analisadas. Amostra B (NODB), Amostra C (NODC), Amostra E (NODE), Amostra D (NODD) e Amostra A (NODA)	75
Figura 40 – Perda de massa em função da distância percorrida (metros) das amostras ensaiadas no tribômetro pino-lixo. Amostra B (NODB), Amostra C (NODC), Amostra E (NODE), Amostra D (NODD) e Amostra A (NODA)	76
Figura 41 – Gráfico comparativo para a perda de massa total (g) em função da dureza Vickers para cada amostra. Amostra B (NODB), Amostra C (NODC), Amostra E (NODE), Amostra D (NODD) e Amostra A (NODA)	77
Figura 42 – Superfície dos pinos após ensaio via imagens SEI (elétrons secundários): a) pino com aumento de 30x, b) Amostra B, c) Amostra E, d) Amostra D, e) Amostra C e f) Amostra A.....	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Dureza Vickers (HV) de constituintes e carbonetos	26
Tabela 2: Composição química das ligas de <i>IC</i>	35
Tabela 3: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra AA	43
Tabela 4: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra A	45
Tabela 5: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra B	46
Tabela 6: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra C	48
Tabela 7: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra D	49
Tabela 8: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra E	50
Tabela 9: Comparativo para o tamanho dos nódulos de grafita entre todas as amostras	53
Tabela 10: Comparativo para a quantidade dos nódulos de grafita entre todas as amostras	55
Tabela 11: Comparativo para a fração volumétrica global da grafita entre todas as amostras	57
Tabela 12: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra AA	58
Tabela 13: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra A	59
Tabela 14: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra B	60
Tabela 15: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra C	61
Tabela 16: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra D	63
Tabela 17: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra E	64
Tabela 18: Comparativo para a quantidade de carbonetos entre todas as amostras	66
Tabela 19: Comparativo para a fração global de carbonetos entre todas as amostras	68
Tabela 20: Resultados de microdureza dos carbonetos M_3C de cada amostra	69

Tabela 21: Resultados das medidas de Dureza Brinell (HB) das amostras analisadas.....	71
---	----

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

IC	<i>Indefinite Chill</i>
HSS	<i>High Speed Steel</i>
HCI	<i>High Chromium Iron</i>
Ni	Níquel
Si	Silício
Cr	Cromo
Mg	Manganês
Mo	Molibdênio
M ₃ C	Carboneto de Ferro
Fe-C-Si	Ferro-Carbono-Silício
Fe ₃ C	Cementita
TAL	Temperatura de início da nucleação de austenita primária
TE	Temperatura de início da nucleação de células eutéticas
TEM	Temperatura do eutético metaestável
TEE	Temperatura do eutético estável
TFS	Temperatura final de solidificação
G	Grafita
L	Líquido
LTQ	Laminação de Tiras a Quente
FoFo	Ferro Fundido

LISTA DE SÍMBOLOS

γ gama

%p percentual em peso

+

sinal de adição

μ micro

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	18
2. OBJETIVOS	19
3. REVISÃO DA LITERATURA	20
3.1. SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS	20
3.1.1. DIAGRAMA FE-C	21
3.1.2. CRESCIMENTO COOPERATIVO – ZONA ACOPLADA	22
3.1.2.1. DIAGRAMA ESTÁVEL – LIGA HIPOEUTÉTICA	24
3.1.2.2. DIAGRAMA METAESTÁVEL – LIGA HIPOEUTÉTICA	25
3.2. FERRO FUNDIDO DE COQUILHAMENTO INDEFINIDO	26
3.3. PROCESSO DE LAMINAÇÃO	30
3.3.1. LAMINADOR DE CILINDROS DE PRODUTOS LONGOS	31
3.3.2. EMPREGO DO FERRO FUNDIDO DE COQUILHAMENTO INDEFINIDO NO LAMINADOR	33
4. MATERIAIS E MÉTODOS	34
4.1. MATERIAIS	34
4.2. MÉTODOS	35
4.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	36
4.4. MEDIDAS DE DUREZA BRINELL	37
4.5. MEDIDAS DE DUREZA VICKERS	38
4.6. ENSAIO DE DESGASTE	38
4.7. CARACTERIZAÇÃO DA TOPOGRAFIA DE DESGASTE	42
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	42

5.1. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	42
5.1.1. ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA GRAFITA.....	42
5.1.1.1. AMOSTRA AA	43
5.1.1.2. AMOSTRA A.....	44
5.1.1.3. AMOSTRA B	46
5.1.1.4. AMOSTRA C	47
5.1.1.5. AMOSTRA D	49
5.1.1.6. AMOSTRA E	50
5.1.1.7. VARIAÇÃO DO TAMANHO MÉDIO DOS NÓDULOS DE GRAFITA EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA	51
5.1.1.8. VARIAÇÃO DA QUANTIDADE DE NÓDULOS DE GRAFITA EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA.....	53
5.1.1.9. VARIAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA GLOBAL DE GRAFITA EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA	55
5.1.2. ANÁLISE MICROESTRUTURAL DO CARBONETO	57
5.1.2.1. AMOSTRA AA	57
5.1.2.2. AMOSTRA A.....	58
5.1.2.3. AMOSTRA B	60
5.1.2.4. AMOSTRA C.....	61
5.1.2.5. AMOSTRA D	62
5.1.2.6. AMOSTRA E	63
5.1.2.7. VARIAÇÃO DA QUANTIDADE DE CARBONETO EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA	65
5.1.2.8. VARIAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA GLOBAL DE CARBONETO EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA	66

5.2.	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	68
5.2.1.	MEDIDAS DE MICRODUREZA.....	68
5.2.2.	MEDIDAS DE DUREZA.....	71
5.2.3.	ENSAIO DE DESGASTE	73
5.2.3.1.	MICROESTRUTURA DA SUPERFÍCIE DE DESGASTE	74
5.2.3.2.	DUREZA VICKERS DA SUPERFÍCIE DE DESGASTE	75
5.2.3.3.	PERDA DE MASSA	75
5.2.3.4.	MECANISMOS DE DESGASTE	77
6.	CONCLUSÕES	79
7.	REFERÊNCIAS	80

1. INTRODUÇÃO

Os materiais metálicos são continuamente objeto de estudo para avanços tecnológicos, principalmente, devido a sua capacidade de conformação em várias formas, tais como chapas, barras, perfis e arames. Atualmente, a laminação é o processo que representa a maior tonelagem de aço conformado mecanicamente [1,2]. De acordo com o Instituto Aço Brasil, no período compreendido entre janeiro a outubro de 2018, a produção nacional de aços planos atingiu a marca de 13 milhões de toneladas, enquanto os produtos longos foram responsáveis por cerca de 8 milhões de toneladas da produção total nacional de laminados [3].

Diante dessa demanda, o setor siderúrgico tem investido no desenvolvimento de materiais de elevada performance para a produção de cilindros de laminação. Sua performance em trabalho pode ser correlacionada, em maior ou menor grau, às propriedades mecânicas do material requerido, tais como resistência ao desgaste, resistência à fadiga térmica, dureza e tenacidade à fratura. Espera-se, portanto, que os materiais utilizados apresentem um equilíbrio entre elevada resistência ao desgaste na superfície de trabalho, associado a alta tenacidade do núcleo [3].

Os cilindros de laminação são arranjados em uma estrutura constituída de quadros e acessórios, formando as chamadas cadeiras ou gaiolas de laminação. Um conjunto de cadeiras e demais peças, que compõem o processo, formam o trem de laminação, que é usualmente dividido em três regiões: trem desbastador, trem intermediário e trem acabador [4].

A escolha dos materiais para cada uma das cadeiras do laminador se baseia, primeiramente, no tipo de produto a ser laminado: planos, como chapas, ou longos, como perfis e barras. Em seguida, consideram-se alguns critérios para esta escolha, como o desempenho requisitado entre campanhas, a região do trem laminador em que o cilindro será utilizado, a condição superficial desejada e os parâmetros de processo, como velocidade, temperatura e condições de resfriamento. Normalmente, três ligas atendem aos principais requisitos solicitados: ferro fundido de coquilhamento indefinido (IC: *indefinite chill*), ferro fundido de alto cromo (HCI: *high chromium iron*) e aço rápido (HSS: *high speed steel*) [5].

Os ferros fundidos de coquilhamento indefinido, também conhecidos como Ni *Hard*, foram os primeiros ferros fundidos ligados a serem desenvolvidos [6]. A presença de níquel no ferro fundido branco é responsável pela formação de uma matriz martensítica, uma vez que atua como componente retardador da transformação perlitica, enquanto os teores de cromo contribuem para a formação dos carbonetos eutéticos e para o aumento da dureza na matriz [7]. Essas ligas também

podem apresentar uma matriz do tipo bainítica ou perlítica, a depender do tratamento térmico aplicado e de sua composição química, rica em carbonetos eutéticos do tipo M_3C .

Os ferros fundidos brancos também podem ser submetidos à grafitação. O processo se inicia com a adição de quantidades significativas de inoculante ao banho fundido, durante o vazamento do metal. O inoculante atua na formação de sítios ativos para a nucleação da grafita na microestrutura, enquanto as adições de magnésio asseguram controle sobre a morfologia de crescimento da mesma, garantindo seu formato esferoidal durante a solidificação [7].

Diante da disponibilidade de uso de diferentes ligas, entende-se que a caracterização mecânica, por meio de ensaios de dureza e desgaste, associados a análises microestruturais, são indispensáveis para a escolha do material a ser utilizado no processamento. Espera-se que os resultados dessas caracterizações contribuam para assegurar que a liga escolhida esteja em consonância com as especificações técnicas exigidas pelo cliente afim de suportar todas as solicitações mecânicas durante o processo de laminação, garantindo a qualidade do produto laminado.

2. OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo geral otimizar a especificação das ligas de ferro fundido de coquilhamento indefinido para cilindros utilizados no processo de laminação à quente de produtos longos. Futuramente, objetiva-se desenvolver uma catalogação que permita correlacionar as propriedades mecânicas destas ligas e suas aplicações. Os objetivos específicos são:

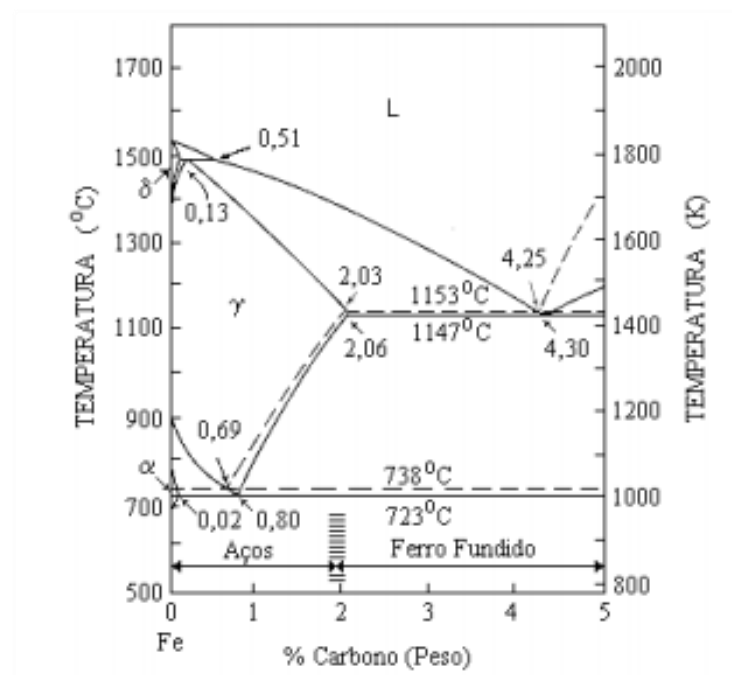
- Realizar a caracterização mecânica e microestrutural de seis ligas do tipo *IC* que apresentam diferentes frações de grafita e carbonetos em sua microestrutura;
- Avaliar a correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas das amostras, como dureza e resistência ao desgaste; e
- Comparar os resultados obtidos para cada liga, a fim de identificar possíveis semelhanças entre elas, que futuramente permitam a simplificação de portfólio destes materiais.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1. SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos são essencialmente ligas ternárias Fe-C-Si, com teores de carbono superior a 2,0 % - em peso (%p), conforme a Figura 1. Esse teor de carbono é superior àquele que pode ser retido em solução sólida na austenita, de modo a resultar em carbono parcialmente livre, promovendo a formação de grafita em diferentes morfologias [8].

Figura 1 – Diagrama Ferro-Carbono



Fonte: GARCIA, 2001.

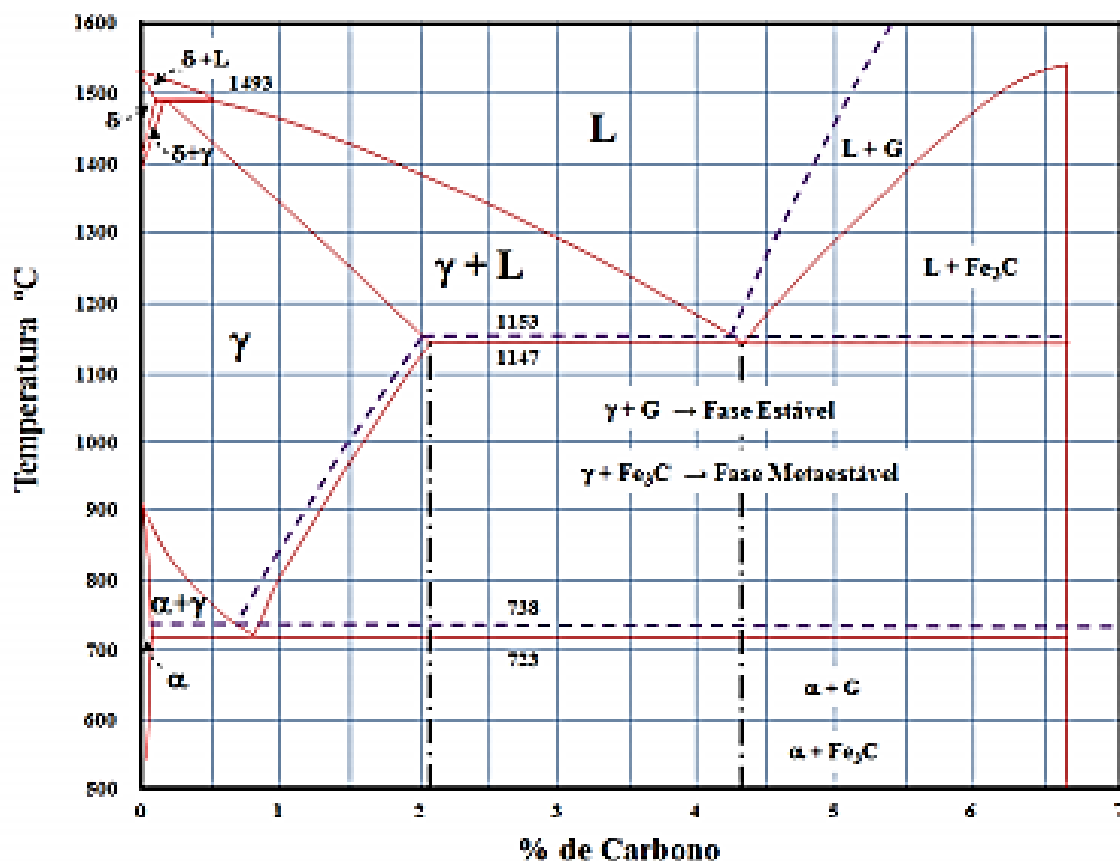
Essas ligas são conhecidas por apresentarem reação eutética durante sua solidificação e são classificadas como ferro fundido branco, cinzento, maleável, mesclado e nodular, de acordo com a quantidade e forma do carbono livre e/ou combinado, o tipo de resfriamento, a necessidade de tratamento térmico e a quantidade de elementos de liga presentes no material [8,9].

3.1.1. DIAGRAMA FE-C

A solidificação dos ferros fundidos pode ser entendida com o auxílio do diagrama de fases Fe-C, de duas maneiras distintas: solidificação segundo diagrama estável ou diagrama metaestável. O constituinte eutético resultante do resfriamento isotérmico pode ser tanto carboneto de ferro quanto grafita, de acordo com o equilíbrio eutético atingido durante a solidificação.

No equilíbrio estável, ocorre a solidificação de ferro γ (austenita) e grafita, característico dos ferros fundidos do tipo cinzento, enquanto o equilíbrio metaestável promove a formação de austenita e cementita (Fe_3C), composição característica dos ferros fundidos brancos [7]. Esses equilíbrios eutéticos se diferem com relação à temperatura de formação e porcentagem de carbono na reação eutética, conforme Figura 2.

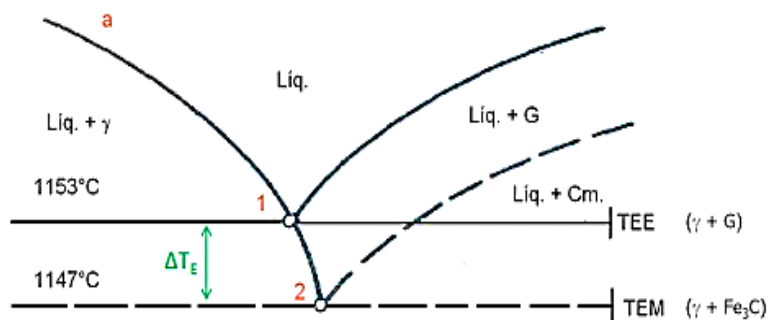
Figura 2 – Diagrama Fe-C. As linhas pontilhadas correspondem ao equilíbrio estável e as linhas cheias indicam o equilíbrio metaestável.



Fonte: ASM Metals Handbook, 1992.

Observa-se que a diferença entre as temperaturas dos dois eutéticos é de apenas 7° C (Figura 3). Portanto, há uma grande facilidade da liga ferrosa em solidificar-se tanto no equilíbrio estável quanto metaestável.

Figura 3 – Aproximação do ponto eutético no Diagrama Fe-C.



Fonte: SANTOS; BRANCO, 1989.

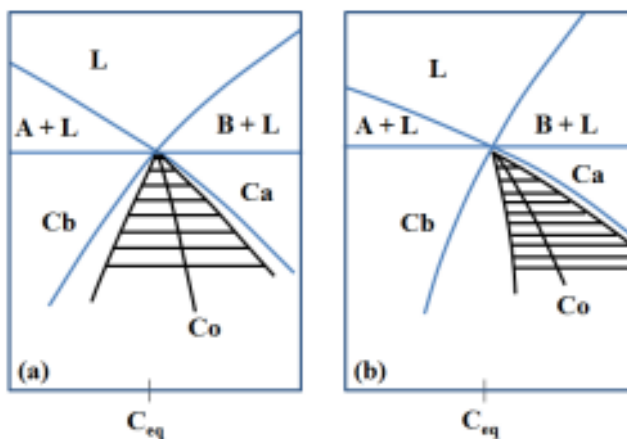
A adição de elementos grafitizantes, como silício, fósforo, níquel e cobre, atua ampliando a faixa entre as temperaturas dos eutéticos e, conseqüentemente, favorecendo a solidificação de acordo com o equilíbrio estável. Em contrapartida, elementos como o cromo, vanádio, molibdênio, manganês e tungstênio, tornam essa faixa mais estreita, uma vez que induzem à formação de carbonetos. O acréscimo de 2,0 %p de silício à composição, por exemplo, aumenta o intervalo de temperatura em até 35° C, enquanto a adição simultânea de aproximadamente 1,1 %p de cromo reduz o intervalo em 14° C [10].

3.1.2. CRESCIMENTO COOPERATIVO – ZONA ACOPLADA

Em muitos casos, a microestrutura final obtida durante a solidificação de ferros fundidos pode apresentar algumas mudanças em relação ao esperado. Essa variação microestrutural pode ser explicada pelo conceito de zona acoplada, definida como uma faixa de temperaturas - abaixo da temperatura eutética, e de composição química, dentro da qual as fases que constituem o eutético (grafita + austenita) podem crescer e se desenvolver a partir do banho em velocidades iguais [6]. A Figura 4 apresenta os dois tipos de zona acoplada possíveis: simétrica, para os eutéticos do tipo facetado/facetado; e assimétrica, para os tipos facetado/não facetado.

Quando a solidificação ocorre acima da temperatura eutética estável (TEE, Figura 5), tem-se a formação de uma microestrutura austenítica combinada com carbono livre (grafita). Esse eutético é do tipo facetado/não facetado, no qual a grafita, fase facetada, apresenta grande dificuldade de nucleação e crescimento constituindo-se, apenas, durante o superresfriamento [11, 12, 13].

Figura 4 – Diagrama da Zona Acoplada Simétrica (a) e Zona Acoplada Assimétrica (b).



Fonte: CABEZAS, 2005.

Onde,

Ceq: Carbono Equivalente;

Para o sistema Fe-C, existe uma região de crescimento cooperativo, onde a grafita, cristal facetado e de alto ponto de fusão, desenvolve-se simultaneamente com a austenita, cristal não facetado e de baixo ponto de fusão, constituindo uma zona acoplada assimétrica [12].

A solidificação dos ferros fundidos constitui-se basicamente de um processo de nucleação e crescimento de austenita, cementita (carboneto de ferro) e grafita, sendo esta última um processo termodinamicamente ativado. A nucleação dá origem às primeiras partículas energicamente estáveis, que ao alcançarem o tamanho crítico necessário, crescem e dão continuidade à transformação de fase [11].

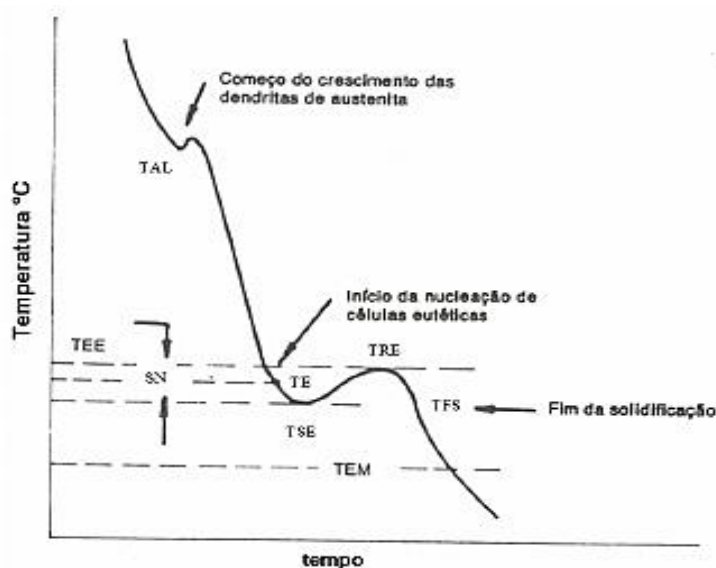
A nucleação de cada fase é determinada pelas condições de cristalização. Devido a maior regularidade e isotropia do sistema cristalino cúbico de faces centradas, as dendritas de austenita formam-se mais facilmente que a grafita, tornando a sua nucleação muito mais favorável, sem a

necessidade de um superresfriamento.

3.1.2.1. DIAGRAMA ESTÁVEL – LIGA HIPOEUTÉTICA

A solidificação de um ferro fundido hipoeutético no equilíbrio estável acontece em dois processos consecutivos: solidificação da fase primária e solidificação eutética, conforme a curva de resfriamento apresentada na Figura 5. O primeiro patamar da curva de resfriamento corresponde à temperatura de início da nucleação das dendritas de austenita primária (TAL), de baixo teor de carbono.

Figura 5 – Curva de Resfriamento de um Ferro Fundido Hipoeutético.



Fonte: SANTOS, 1991.

Onde,

TAL: temperatura de início da nucleação de austenita primária;

TE: temperatura de início da nucleação de células eutéticas;

TEM: temperatura do eutético metaestável;

TEE: temperatura do eutético estável;

TFS: temperatura final de solidificação;

Conforme a temperatura decresce, ocorre o crescimento das dendritas e, consequentemente, um enriquecimento progressivo de carbono no líquido remanescente interdendrítico. Quando o líquido está superresfriado, dá-se início à formação da grafita e, durante seu crescimento, ocorre empobrecimento do carbono no líquido residual. A partir de um determinado ponto, austenita e grafita crescem em conjunto e com velocidades similares, formando o núcleo eutético. Ao se atingir o número de núcleos de células eutéticas necessários ao processo, ocorre a separação simultânea das dendritas e a grafita [13].

O eutético cresce a partir desses núcleos, sendo que o crescimento ocorre com uma frente de solidificação aproximadamente esférica. Cada unidade de agregado esférico de austenita e grafita lamelar é chamada de célula eutética. A solidificação termina após a recalescência e, portanto, a microestrutura final pode ser composta de dendritas primárias de austenitas e células eutéticas, bem como células eutéticas e grafitas primárias [13, 14].

3.1.2.2. DIAGRAMA METAESTÁVEL – LIGA HIPOEUTÉTICA

Nos casos em que a solidificação ocorre abaixo da temperatura eutética metaestável (TEM), tem-se a formação de austenita e carbonetos de ferro (Fe_3C), com microestrutura típica ledeburítica. O eutético metaestável, apesar de também ser do tipo facetado/não facetado, apresenta uma cinética de crescimento rápida em relação ao eutético estável. Para velocidades de solidificação elevadas, a reação do eutético estável é suprimida e a liga se solidifica de acordo com a reação do equilíbrio metaestável [13]. Além disso, se o número de núcleos for insuficiente, o calor latente de solidificação liberado durante a nucleação e o crescimento das células eutéticas não será suficiente para compensar o efeito de diminuição da temperatura, resultando na formação de carbonetos eutéticos na microestrutura.

Considerando-se o diagrama metaestável de uma liga hipoeutética, a partir de seu resfriamento formam-se os primeiros cristais sólidos de austenita primária. A concentração de carbono varia de acordo com a linha sólido e a taxa de resfriamento. Após o cruzamento do patamar eutético, o líquido de composição eutética, resultante da transformação de austenita primária, promove a formação do eutético ledeburita. O líquido residual é empobrecido em carbono devido à formação de carbonetos eutéticos do tipo Fe_3C , enquanto a austenita primária se decompõe em perlita. Após a solidificação, a microestrutura será constituída de perlita e cementita,

envolvidos por ledeburita, e grafita.

A Tabela 1 apresenta os valores indicativos de dureza Vickers das principais fases homogêneas que compõem os materiais de estudo, incluindo o carboneto M_3C e seu principal elemento formador. A faixa de dureza dos carbonetos é dependente das variações estequiométricas bem como da anisotropia.

Tabela 1: Dureza Vickers (HV) de constituintes e carbonetos.

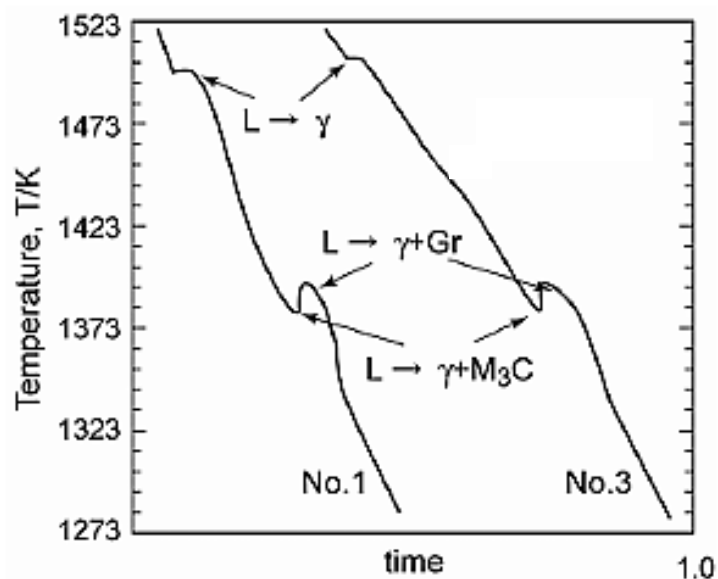
Fase	Austenita	Ferrita	Martensita	Fe_3C
HV	190 - 350	70 - 90	500 - 1000	1100 - 1350

Fonte: CHARRE, 2005.

3.2. FERRO FUNDIDO DE COQUILHAMENTO INDEFINIDO

Entende-se como coquilhamento, a nucleação e o crescimento preferencial de carbonetos eutéticos em relação à grafita durante a solidificação [15]. Em alguns momentos, a solidificação acontece conforme a sequência exposta na literatura (estável \rightarrow metaestável), e em outros momentos pode ocorrer de forma inversa. Neste caso, a grafita eutética se cristaliza após a formação lereburítica, ou seja, a reação estável ($L \rightarrow \gamma + G$) ocorre após a formação do equilíbrio metaestável ($L \rightarrow \gamma + M_3C$), conforme ilustrado na Figura 6 [16].

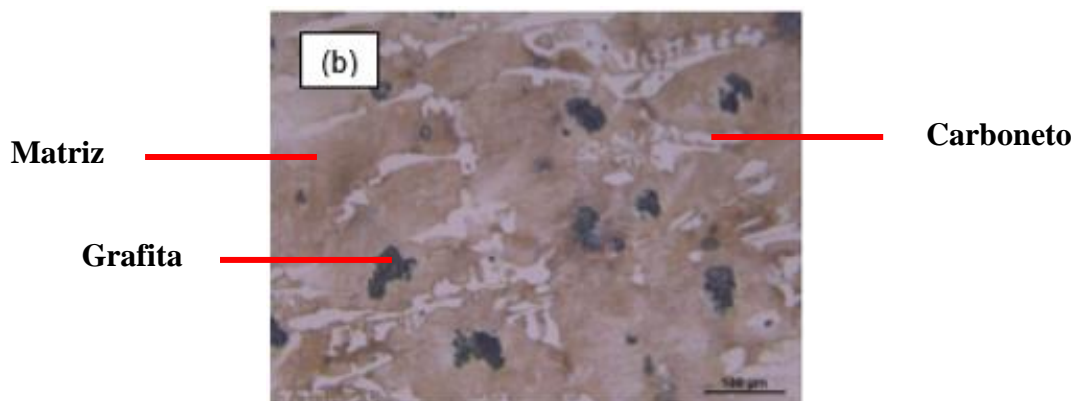
Figura 6 – Análise térmica de uma liga Ni *Hard* durante sua solidificação.



Fonte: BRAVO, 2007.

Os ferros fundidos de coquilhamento indefinido (*IC*), também como conhecidos como Ni *Hard*, são ligas hipoeutéticas de ferro fundido branco que apresentam grafita intermediária entre nódulos e semicompacta com carbonetos eutéticos do tipo M_3C dispersos em uma matriz ora perlítica ora bainítica com ocorrência de perlita (Figura 7).

Figura 7 – Micrografia óptica de um ferro fundido do tipo Ni-hard, com matriz predominante martensítica, carboneto eutético M_3C e grafita semicompacta.

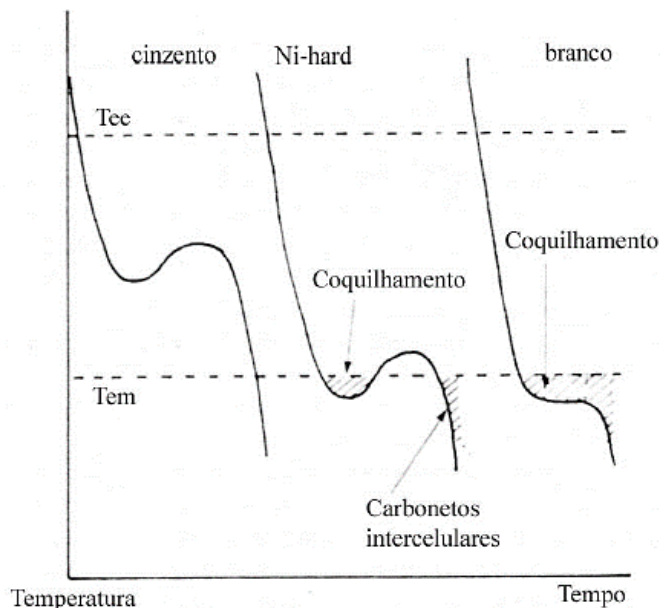


Fonte: Laboratório de Fenômenos da Superfície da FELUSP.

Nas ligas de ferro fundido indefinido, ao contrário dos ferros fundidos cinzentos, a precipitação de grafita ocorre sem uma zona definida, a depender de diversos fatores durante a sua solidificação, tais como composição química, temperatura e meio de extração de calor [15]. Essa precipitação está condicionada, principalmente, ao alcance de um equilíbrio crítico entre os elementos de liga que promovem a formação de carbono livre, como Si e Ni, e elementos formadores de carbonetos, tais como Cr, Mo e Mn.

A cinética de transformação que ocorre durante a solidificação é o fator preponderante para determinar a tipologia da liga ferrosa. A Figura 8 exemplifica uma análise térmica da solidificação de um ferro fundido cinzento, ferro fundido branco e ferro fundido de coquilhamento indefinido, de acordo com o superresfriamento apresentado em cada uma.

Figura 8 – Curvas típicas obtidas após análise térmica para três tipos de ferro fundido: cinzento, Ni-hard e branco.



Fonte: ELLIOT, 1988.

Como esperado, os ferros fundidos do tipo cinzento não apresentam o fenômeno de coquilhamento durante sua solidificação, enquanto as ligas ferrosas do tipo branco exibem o coquilhamento total. Por sua vez, as ligas Ni *Hard* apresentam um coquilhamento parcial, com a posterior precipitação de carbonetos intercelulares.

Isso pode acontecer devido à mudança de composição do líquido residual durante a solidificação, que ocorre principalmente pela adição de elementos de liga. Sendo assim, essas ligas são ditas contaminadas [16, 17].

Uma composição adequada da liga é necessária para alcançar uma proporção e morfologia correta da grafita. Essa fase ocorre inicialmente somente após todo o líquido residual ter sido empobrecido em elementos formadores de carbonetos [17]. Esses ferros fundidos são produzidos através da solidificação de um banho fundido contendo altas quantidades de silício para garantir a nucleação e crescimento da grafita, após uma remoção cuidadosa de enxofre e oxigênio [7].

Além do inoculante FeSi, ao banho também são feitas adições de magnésio, elemento responsável por alterar radicalmente a morfologia de crescimento da grafita durante a solidificação no molde. Elementos como oxigênio e enxofre são preferencialmente adsorvidos nos planos

hexagonais da grafita, inibindo seu crescimento paralelo e, conseqüentemente, conduzindo a uma morfologia lamelar. A remoção do enxofre e oxigênio pelos inoculantes, tais como o magnésio, permite que, durante sua solidificação, a grafita tenha um crescimento mais isotrópico e, portanto, uma morfologia esferoidal [7].

Por fim, a importância do controle de nucleação e morfologia desta fase está diretamente correlacionada às propriedades do cilindro em serviço. Enquanto a morfologia esferoidal melhora significativamente a resistência mecânica e diminui o atrito entre o cilindro de trabalho e o produto, a morfologia lamelar pode reduzir a dureza e a resistência ao desgaste. Estas últimas propriedades poderão ser garantidas adequando-se os teores de elementos de liga adicionados que promovem a formação de carbonetos eutéticos M_3C .

3.3. PROCESSO DE LAMINAÇÃO

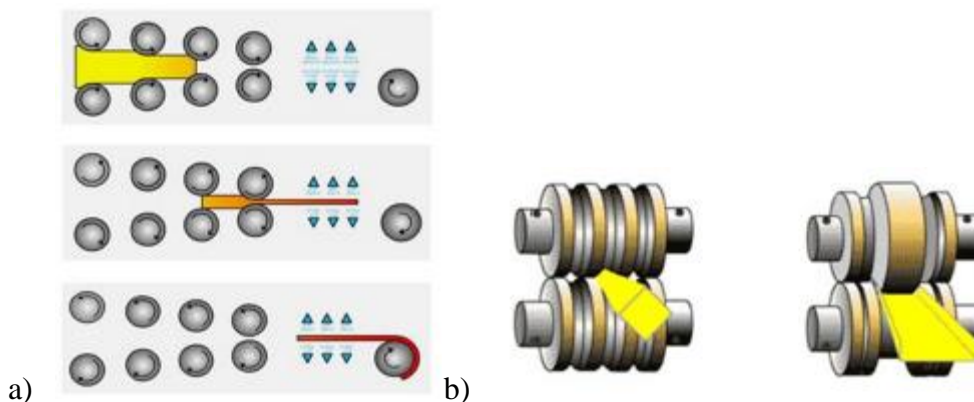
A laminação é um processo de conformação mecânica que consiste em deformar o material pela passagem entre dois cilindros paralelos que giram, podendo apresentar geratriz retilínea ou canais entalhados, como no caso da laminação para produtos longos – objeto de estudo deste trabalho [18, 19].

Em função da temperatura de trabalho na laminação, pode-se classificar os processos em dois principais grupos: laminação à quente, realizada em temperatura superior à de recristalização do material e laminação à frio, com temperatura inferior à de recristalização. Em geral, esses dois grupos se diferem em função do grau de deformação obtido, sendo da ordem de centena de vezes para a laminação à quente, e podendo ser até dez vezes menor para a laminação à frio [3].

A laminação à quente se caracteriza por modificar completamente a estrutura bruta de fusão de grãos grosseiros, refinando o grão do metal laminado e, conseqüentemente, contribuindo para a melhoria das propriedades mecânicas e metalúrgicas do material [3, 18, 19].

Ela também se diferencia em dois outros grupos: LTQ – laminação de tiras a quente (produtos planos) e laminação à quente de barras e perfis (produtos longos), conforme Figura 9.

Figura 9 – Exemplificação da (a) laminação de tiras à quente e (b) laminação de longos.



Fonte: AMERICAN STEEL

3.3.1. LAMINADOR E CILINDROS DE PRODUTOS LONGOS

Além das barras e perfis, classificam-se ainda como produtos longos os fio-máquinas, vergalhões, arames e também os tubos sem costura. A principal finalidade dos laminadores de todos esses produtos longos é reduzir a seção transversal da peça em duas direções. Contudo, em cada passe, o material é comprimido numa única direção, sendo rotacionado em 90° no passe subsequente [18, 19].

Normalmente, o laminador é formado pelos seguintes componentes: cilindros, mancais, cadeiras ou gaiolas e um motor. Os cilindros são a ferramenta de trabalho, propriamente dita, pois são eles que entram em contato com a superfície dos metais a serem laminados, realizando a conformação.

No caso da laminação de produtos longos, os laminadores também podem ser equipados com guias que conduzem a peça laminada para as ranhuras e de repetidores, que invertem a direção da barra e a conduzem para o passe seguinte [18].

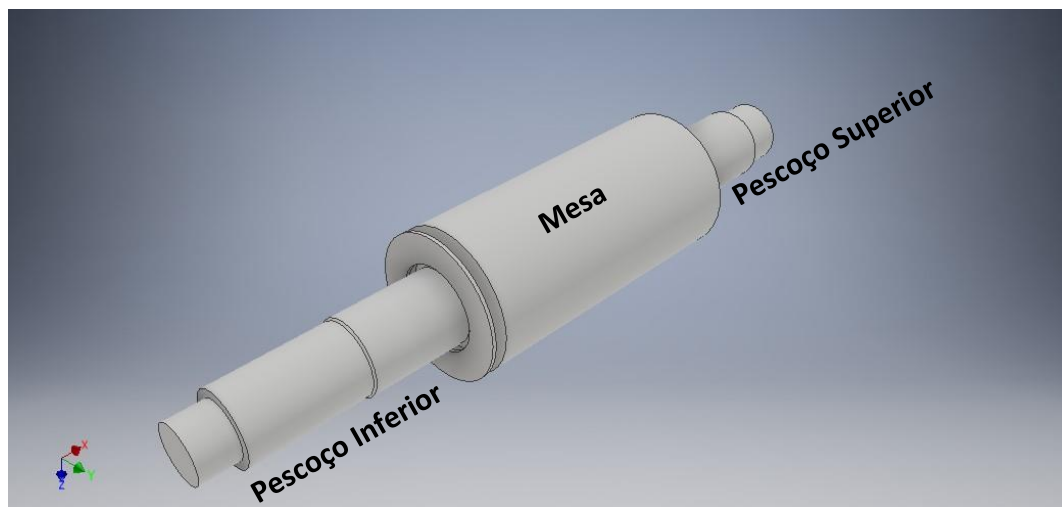
No projeto de fabricação de cilindros para laminação de produtos longos é necessário determinar quais as dimensões, propriedades e condições de operação mais adequadas para se alcançar os seguintes objetivos: permanecer o máximo tempo possível no laminador, evitando constantes paradas para troca; gerar uma produção máxima de laminados de boa qualidade dimensional e superficial por campanha; e possibilitar, durante a retificação entre campanhas, o corte mínimo de diâmetro para restauração das boas condições dimensionais e de superfície dos canais de laminação [4].

Os cilindros de laminação são então arranjados em uma estrutura constituída de quadros e acessórios formando as chamadas cadeiras ou gaiolas de laminação. Um conjunto de cadeiras e demais peças que compõem o processo formam o trem de laminação, que é usualmente dividido em três regiões: trem desbastador, trem intermediário e trem acabador [4].

O trem desbastador tem como função reduzir as dimensões do metal, sem atingir a dimensão final. É característico deste trem apresentar uma velocidade de processo menor, em comparação aos demais, com temperatura mais elevada. Em seguida, o trem intermediário processa a redução das dimensões da peça com possibilidade de já atingir as dimensões finais especificadas, enquanto o trem acabador garante que as dimensões finais sejam atingidas. Este último trem apresenta velocidade de processo mais elevada, com temperaturas menores [3].

Os cilindros utilizados na laminação são compostos de duas principais partes: mesa e pescoço, conforme Figura 10.

Figura 10 – Cilindro de laminação composto por mesa e pescoço superior (PS) e inferior (PI).



Fonte: Elaboração Própria.

A mesa é a região de contato entre cilindro e o metal a ser laminado, podendo se apresentar de forma lisa ou ranhurada, com regiões conhecidas como canais. Já os pescoços auxiliam no encaixe dos mancais no laminador [3].

3.3.2. EMPREGO DO FERRO FUNDIDO DE COQUILHAMENTO INDEFINIDO NO LAMINADOR

A escolha dos materiais para cada uma das cadeiras do laminador se baseia, primeiramente, no tipo de produto a ser laminado: planos, como chapas, ou longos, como perfis e barras. Em seguida, consideram-se alguns critérios para esta escolha, como o desempenho requisitado entre campanhas, a região do trem laminador em que o cilindro será utilizado, a condição superficial desejada e os parâmetros de processo, como velocidade, temperatura e condições de resfriamento. Normalmente, três ligas atendem aos principais requisitos solicitados: ferro fundido de coquilhamento indefinido (IC: *indefinite chill*), ferro fundido de alto cromo (HCI: *high chromium iron*) e aço rápido (HSS: *high speed steel*) [5].

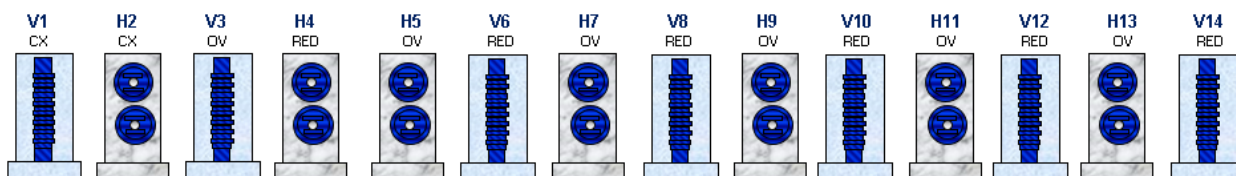
Dessa forma, tanto um cilindro destinado à laminação de produtos planos quanto à laminação de produtos longos pode ser dividido em mesa e pescoço, como visto anteriormente. A casca representa a região de maior dureza e resistência ao desgaste e o núcleo garante a tenacidade da peça.

O processo de fabricação por fundição estática simples, também conhecido como fundição convencional, é o mais antigo e empregado para produção dos cilindros de FoFo indefinido. Em um molde constituído por caixas de areia e coquilha, o metal é vazado em um único material, que apresenta gradiente microestrutural ao longo da mesa por ação do coquilhamento [15].

O material de estudo deste trabalho é amplamente utilizado nas primeiras cadeiras de laminadores contínuos de longos, conhecidas como cadeiras desbastadoras. Nos desbastadores, a principal solicitação atuante nos cilindros é a de fadiga térmica, visto que tais cadeiras estão sujeitas à forte oxidação e choques térmicos, principalmente, em função das temperaturas de trabalho mais elevadas. Além da ciclagem térmica, esses cilindros sofrem os maiores impactos mecânicos. Muitas vezes, eles apresentam canais profundos, tornando ainda mais importante a necessidade de apresentarem elevada tenacidade [4].

A Figura 11 ilustra uma representação dos cilindros nos trens desbastadores, intermediários e acabadores para um laminador de barras chatas da Gerdau. Pode-se observar que há uma rotação na posição dos cilindros, alternando entre vertical e horizontal, característico para este tipo de laminação. As cadeiras de V1 a H4 formam o trem desbastador, de V5 a H8 o trem intermediário e as demais compõem o trem acabador.

Figura 11 – Distribuição dos cilindros de um laminador de barras chatas.



Fonte: Elaboração própria.

Há possibilidade ainda desses materiais serem empregados em algumas cadeiras verticais de LTQs, no trem intermediário. A medida em que se caminha para as cadeiras intermediárias e acabadoras aumentam-se as solicitações quanto ao desgaste abrasivo em relação à fadiga térmica, em função das velocidades mais altas de trabalho e menores temperaturas.

De uma maneira geral, utilizam-se preferencialmente cilindros de ferro fundido centrífugo de elevada dureza, como os aços rápidos e alto cromo, para os trens acabadores, onde há exigência de resistência ao desgaste, e dos ferros fundidos de baixa dureza, como os nodulares e o de coquilhamento indefinido para as primeiras cadeiras desbastadoras e intermediárias.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

Para o desenvolvimento do trabalho, seis tipos de ferro fundido de coquilhamento indefinido (IC) foram utilizados. Tais materiais são comumente empregados na fabricação de cilindros para laminadores de produtos não planos (longos). Estas ligas se diferenciam por apresentarem variações nas frações das fases (grafita e carboneto de ferro) e na matriz. A composição química nominal de cada material está apresentada na Tabela 2 assim como a nomenclatura de identificação delas.

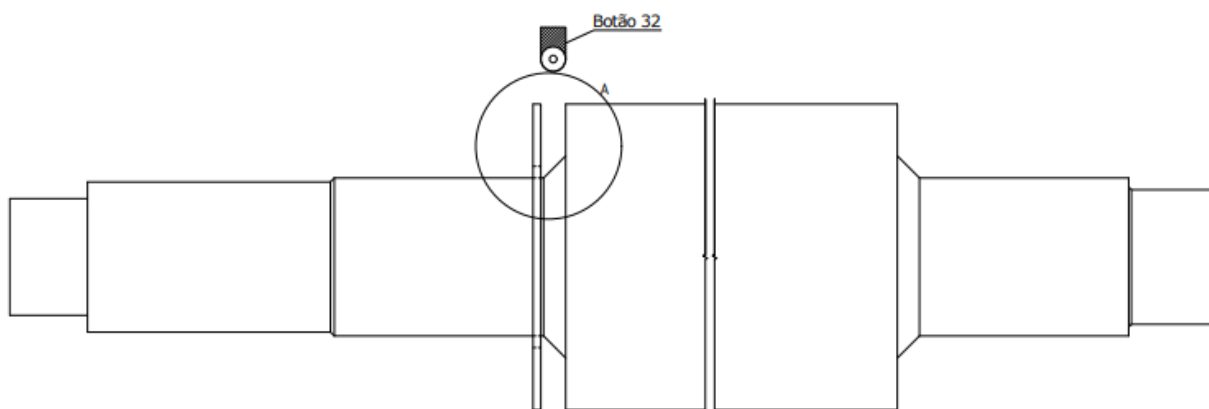
Tabela 2: Composição química das ligas de IC.

Amostra	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Mg
AA	3,50	1,90	0,40	0,10	0,03	2,20	0,30	0,70	0,10
A	3,50	1,80	0,40	0,10	0,03	2,40	0,70	0,50	0,10
B	3,50	1,70	0,60	0,10	0,03	3,00	0,60	0,40	0,10
C	3,50	1,60	0,60	0,10	0,03	3,00	0,80	0,50	0,10
D	3,50	1,60	0,80	0,10	0,03	3,60	0,70	0,60	0,10
E	3,00	1,80	1,00	0,10	0,03	2,30	0,30	0,90	0,10

Fonte: Elaboração própria.

Os materiais foram obtidos de amostras extraídas de cilindros, a partir da borda superior de fundição dos mesmos, na forma de anéis usinados, conforme ilustrado na Figura 12. Os anéis possuem comprimento de 80 mm e espessura de 10 mm.

Figura 12 – Representação de um cilindro de ferro fundido de coquilhamento indefinido utilizado para retirada de amostras.



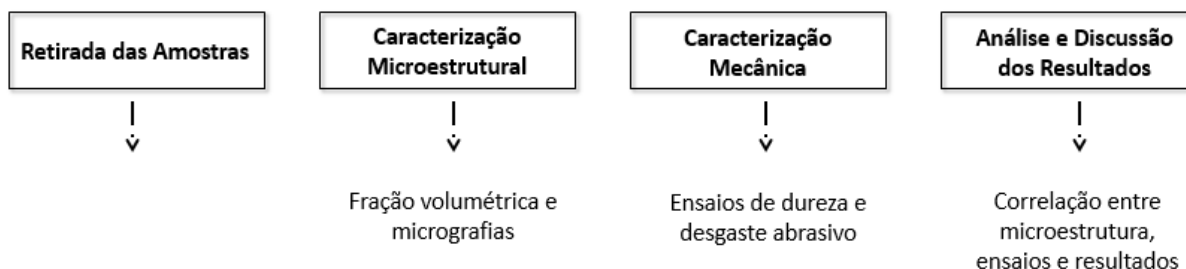
Fonte: Elaboração Própria.

4.2 MÉTODOS

A metodologia adotada no presente trabalho está ilustrada no fluxograma da Figura 13. Após a etapa inicial de retirada de amostras, estas seguiram, primeiramente, para a caracterização

microestrutural com análise do percentual dos microconstituintes (fração volumétrica global de grafita e carboneto). Em seguida, as amostras foram submetidas à caracterização mecânica, considerando-se ensaios de dureza e microdureza das principais fases, seguido de ensaio de desgaste abrasivo. As análises foram finalizadas com a validação dos resultados.

Figura 13 – Fluxograma da Metodologia de Trabalho.



Fonte: Elaboração própria.

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Nesta etapa, as seis amostras de ferro fundido de coquilhamento indefinido foram submetidas à análise de suas fases presentes, com levantamento das respectivas frações volumétricas, quantidade e tamanho dos microconstituintes carboneto e grafita em microscópio óptico Leica, modelo DMLM, disponível no laboratório interno da Gerdau Summit, conforme Figura 14.

Figura 14 – Microscópio óptico utilizado para a caracterização microestrutural.



Fonte: Elaboração Própria.

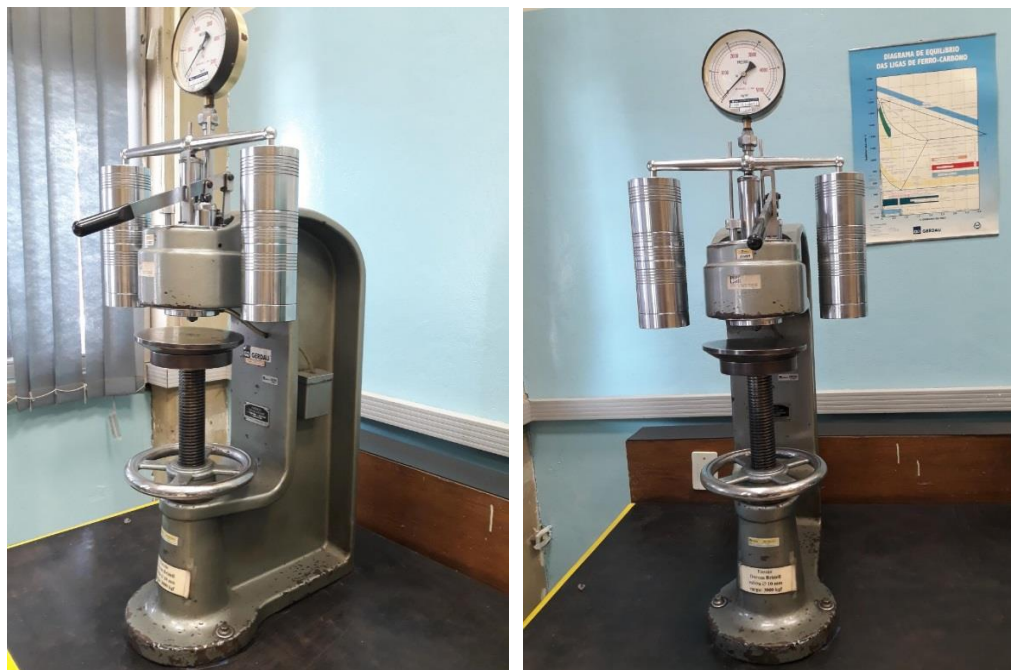
Para isto, o procedimento de preparação metalográfica das amostras consistiu em lixamento sucessivo, a partir de lixas d'água com granulometrias de #120, #220, #320 e #600 *mesh*. Posteriormente, sucedeu-se o polimento da superfície analisada com pasta de diamante de 1 μ m.

Para a caracterização dos carbonetos, realizou-se o ataque com reagente químico Nital 2% durante cinco segundos, por imersão a frio. A interrupção do ataque e a limpeza das amostras foram feitas utilizando-se água e álcool etílico. As micrografias da caracterização de carbonetos foram obtidas em campo escuro.

4.4 MEDIDAS DE DUREZA BRINELL

Todas as amostras foram submetidas ao ensaio de dureza Brinell (HB), realizados em um equipamento hidráulico, Shimadzu, modelo 75680-HB, disponível no laboratório interno da Gerdau S.A., conforme Figura 15. Os ensaios foram realizados utilizando-se esfera de 10 mm, sob uma carga de 3000 kgf, aplicada por 20 segundos.

Figura 15 – Durômetro utilizado no ensaio de dureza Brinell.



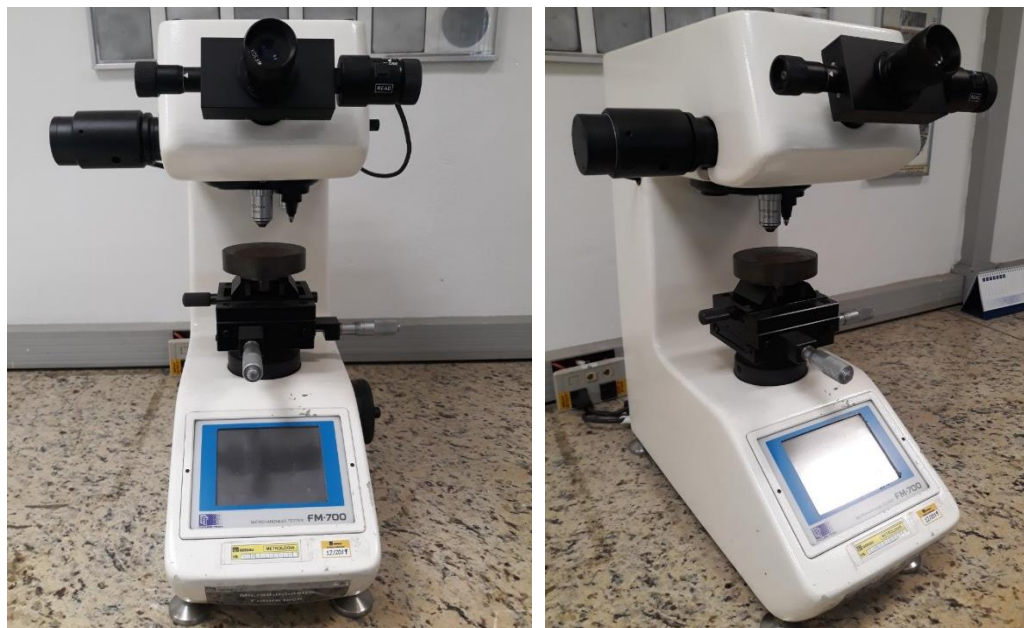
Fonte: Elaboração Própria.

A dureza Brinell foi medida em seis pontos da amostra, sendo três pontos localizados na região da amostra mais próxima à superfície do cilindro, e os três demais pontos na região representativa interna. Optou-se pela realização deste ensaio para a caracterização mecânica pois a esfera utilizada pôde abranger uma região significativa da amostra, fornecendo medidas de dureza relativas à matriz e aos microconstituintes.

4.5 MEDIDAS DE DUREZA VICKERS

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas em um equipamento semi-automático, Future Tech, modelo FM-700, disponível no laboratório interno da Gerdau S.A., conforme Figura 16. Para os ensaios, utilizou-se carga de 10 kgf (98×10^{-3} N), aplicada por 10 segundos.

Figura 16 – Equipamento utilizado no ensaio de microdureza Vickers.



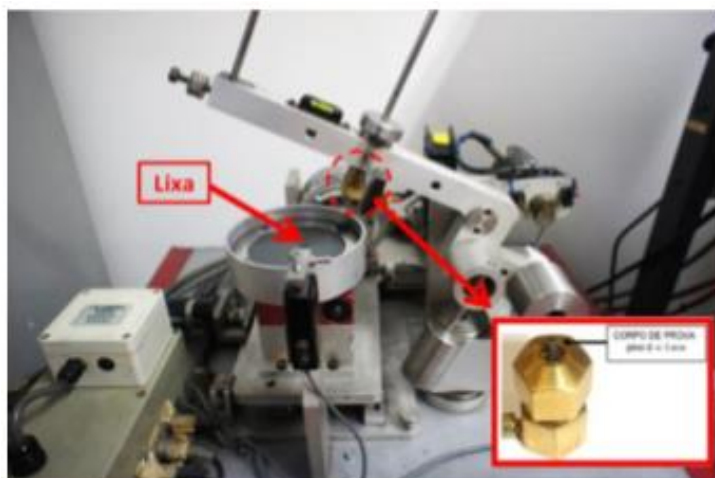
Fonte: Elaboração Própria.

As medidas de microdureza foram feitas em 10 pontos aleatoriamente escolhidos em cada amostra. Optou-se por este segundo ensaio de resistência mecânica para avaliar a influência da matriz na dureza final obtida para as amostras analisadas.

4.6 ENSAIO DE DESGASTE

O ensaio de desgaste abrasivo foi realizado em um Tribômetro Pino-Lixa, modelo TE-079 Plint & Partners LTD., conforme Figura 17. Este equipamento pertence ao Laboratório de Fenômenos da Superfície (LFS) da EPUSP/Mecânica.

Figura 17 – Tribômetro Pino-Lixa utilizado no ensaio de desgaste abrasivo.



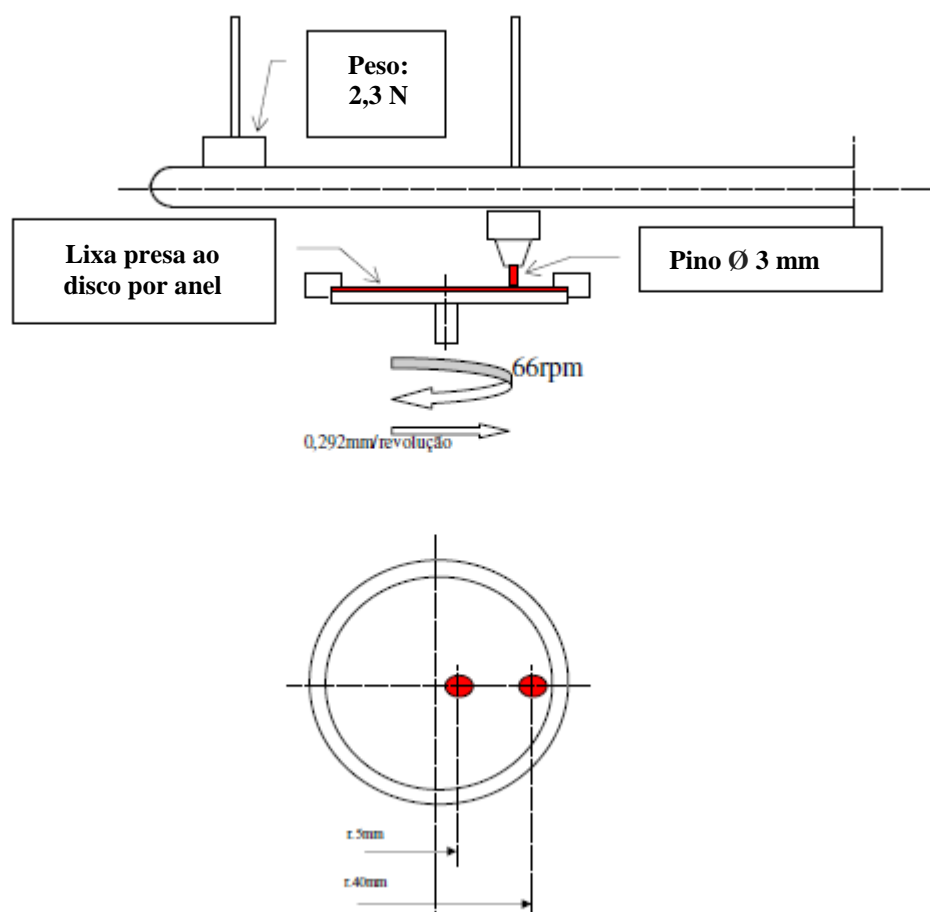
Fonte: Laboratório de Fenômenos de Superfície da USP.

Para os ensaios, adotou-se uma velocidade de rotação de 66 rpm, sob carga de 4,6 N, com avanço de 0,158 m/s. O meio abrasivo utilizado foi uma lixa abrasiva granada #220 mesh e, para cada pino, realizou-se o processo de assentamento da superfície, com uma lixa de Al_2O_3 #600 mesh.

Para cada amostra foram utilizadas 25 lixas. O ensaio foi realizado em percurso espiral com raio inicial de 40 mm e final de 5 mm, com uma distância total percorrida de 430 metros. Foram realizadas 3 repetições para cada amostra. Uma esquematização da configuração de ensaio está na Figura 18.

A perda de massa dos pinos foi calculada através da diferença entre a massa final e a massa inicial a cada conjunto de lixas, utilizando-se uma balança analítica *Metler Toledo*, modelo XP205DR com 0,01 mg de precisão.

Figura 18 – Esquematização das configurações utilizadas para o ensaio de desgaste abrasivo.



Fonte: Adaptado de GILSON TEIXEIRA CORNÉLIO [15].

A sequência de etapas adotada no ensaio está enumerada a seguir, tendo sido repetida em três diferentes corpos de prova para cada material, ou seja, em triplicata.

- Retífica da superfície de ensaio afim de remover o encruamento residual presente na amostra;
- Assentamento com lixa de Al_2O_3 #600 mêsh, até completo aplainamento da superfície;
- Pesagem inicial dos corpos de prova;
- Limpeza dos corpos de prova antes de cada ensaio;
- Realização do percurso de ensaio de 86 m, a cada cinco lixas, com lixa de #220 mesh; e

- Pesagem após o ensaio, efetuadas a cada troca de lixa.

4.7 CARACTERIZAÇÃO DA TOPOGRAFIA DE DESGASTE

Após a finalização dos ensaios de desgaste, a topografia obtida nos corpos de prova do ensaio foi analisada em microscópio óptico Olympus, modelo BX51, disponível no Laboratório de Fenômenos da Superfície (LFS) da EPUSP.

Em seguida, as mesmas amostras foram analisadas no Microscópio Eletrônico de Varredura, disponível no Laboratório de Fenômenos da Superfície (LFS) da EPUSP, utilizando-se detector de elétrons secundários.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta etapa são apresentados, analisados e discutidos os resultados das caracterizações microestruturais e mecânicas realizadas nas seis amostras do material de estudo, ferro fundido de coquilhamento indefinido (*IC*). Os dados são apresentados graficamente para análise comparativa, tendo como base a amostra de cada material. A partir das micrografias foi possível correlacionar a influência das variações microestruturais no comportamento de desgaste abrasivo obtido e na resistência mecânica apresentada por cada amostra.

5.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

De acordo com a revisão bibliográfica apresentada anteriormente, o ferro fundido (FoFo) de coquilhamento indefinido é basicamente constituído por grafitas nodulares e carbonetos eutéticos do tipo M_3C (cementita), dispersos em uma matriz ora perlítica ora bainítica. Conforme explicado, cada amostra representa uma liga de FoFo de coquilhamento indefinido, as quais se diferenciam em função das frações volumétricas, tamanho e quantidade dos microconstituintes grafita e carbonetos e matriz.

5.1.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA GRAFITA

A análise da microestrutura foi feita por regiões em cada amostra, iniciando-se próximo à superfície de trabalho do cilindro, seguindo para a região de transição – intermediária - e finalizando-se na região mais afastada da superfície, no interior do material. A região de superfície

corresponde à casca do cilindro e a região interna ao núcleo. Em cada região, cinco medidas de campo foram consideradas. Os resultados da caracterização, obtidos com o auxílio do software Qwin Leica, são apresentados a seguir.

5.1.1.1 AMOSTRA AA

Conforme Tabela 3, observa-se que a quantidade dos nódulos de grafita diminui à medida em que se avança para o núcleo do cilindro, enquanto o tamanho da grafita exibe uma tendência ao crescimento da região da casca à região intermediária, voltando a diminuir no núcleo.

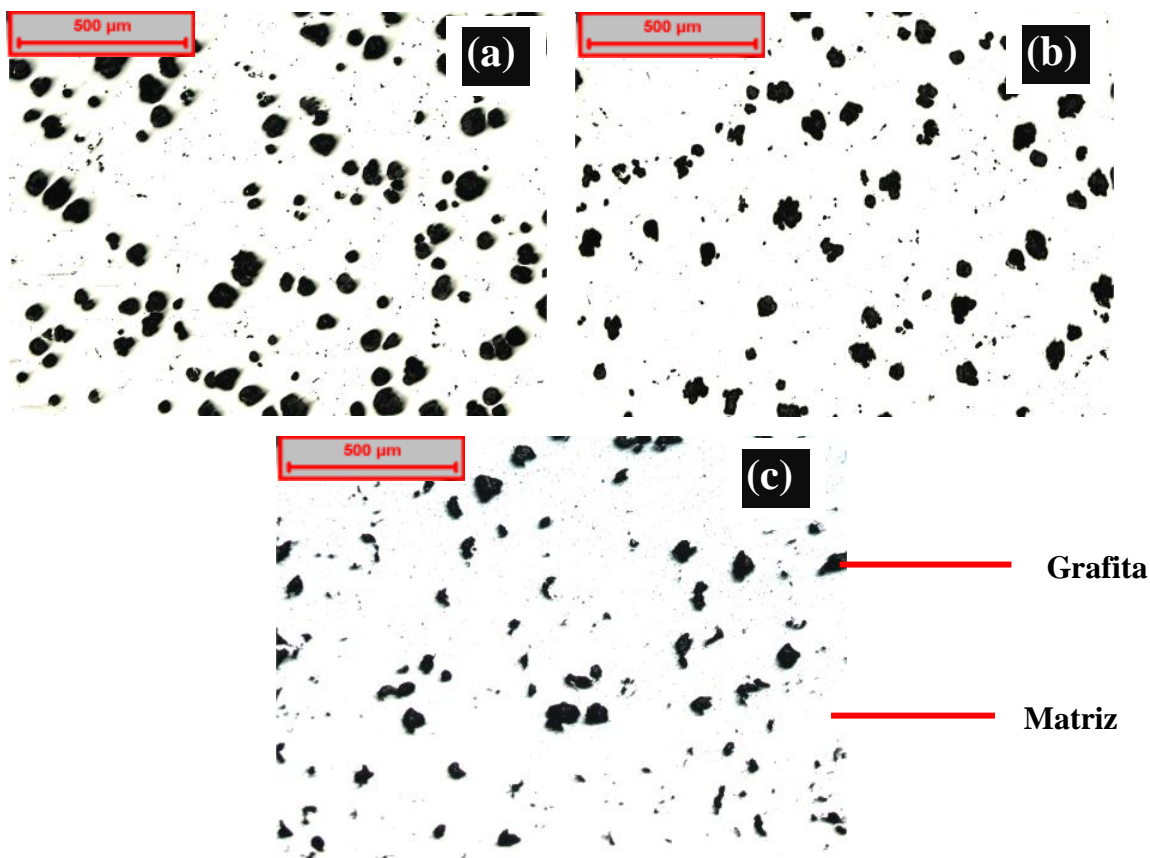
Tabela 3: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra AA.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	95,0	75,6	56,6
Desvio	7,11	6,80	8,65
Tamanho (μm)	77,42	81,39	70,76
Desvio	2,63	5,35	6,58
Fração (%)	11,11	10,18	6,04
Desvio	1,66	9,88	1,57

Fonte: Elaboração Própria.

A Figura 19 apresenta as micrografias correspondentes às regiões analisadas. Na região do núcleo, observa-se uma redução no formato esferoidal das grafitas, tornando-se mais semicompacta.

Figura 19 – Microscopia Óptica da amostra AA sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.



Fonte: Elaboração própria.

Espera-se que, simultaneamente, haja uma diminuição na quantidade de grafita e um aumento em seu tamanho, partindo da região de casca para o núcleo, em função dos mecanismos de nucleação e crescimento dos nódulos de grafita durante a solidificação do metal e da velocidade de superresfriamento. Além disso, a fração volumétrica de nódulos deveria se manter constante em todas as regiões, indicando homogeneidade do material ao longo de toda profundidade do cilindro. Tais mecanismos serão mais bem discutidos a partir dos gráficos comparativos entre as amostras nas Figuras 25, 26 e 27.

5.1.1.2 AMOSTRA A

Os resultados obtidos para a amostra A são apresentados na Tabela 4.

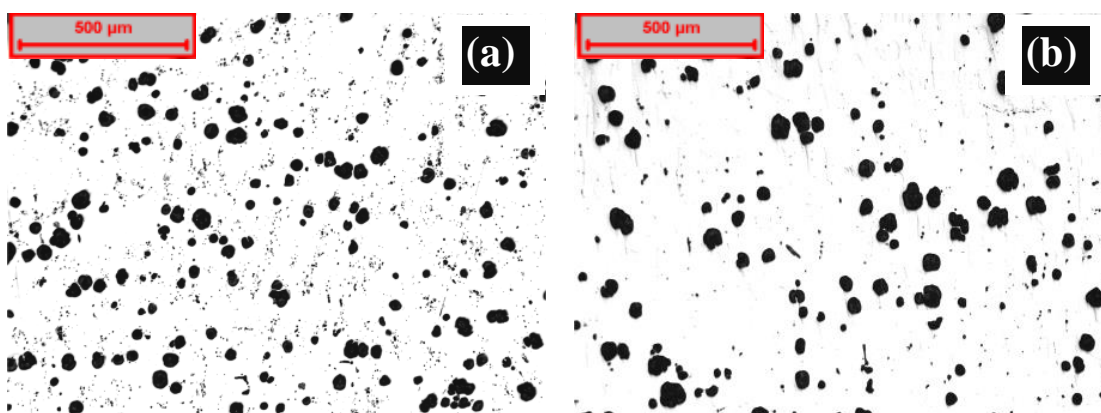
Tabela 4: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra A.

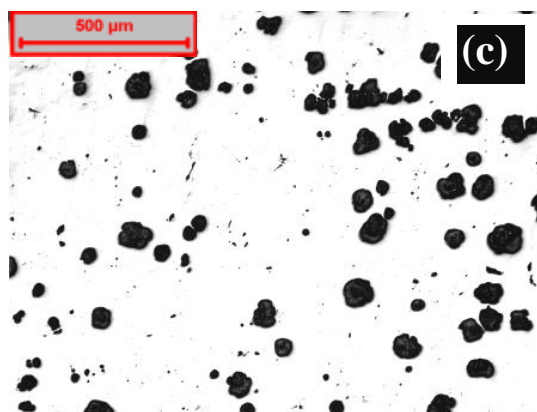
	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	141,40	101,0	68,20
Desvio	6,50	4,90	2,77
Tamanho (μm)	60,84	68,56	83,39
Desvio	3,43	2,75	6,46
Fração (%)	10,28	10,17	9,87
Desvio	0,79	0,62	1,36

Fonte: Elaboração Própria.

Para esta amostra, os resultados indicam uma solidificação mais estável, conforme Figura 20. A quantidade de nódulos de grafita na região de núcleo se reduz aproximadamente à metade do valor obtido na superfície, observando-se um aumento gradual no tamanho dos nódulos. A fração global dos nódulos se mantém sem variações significativas.

Figura 20 – Microscopia Óptica da amostra A sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.





Fonte: Elaboração própria.

5.1.1.3 AMOSTRA B

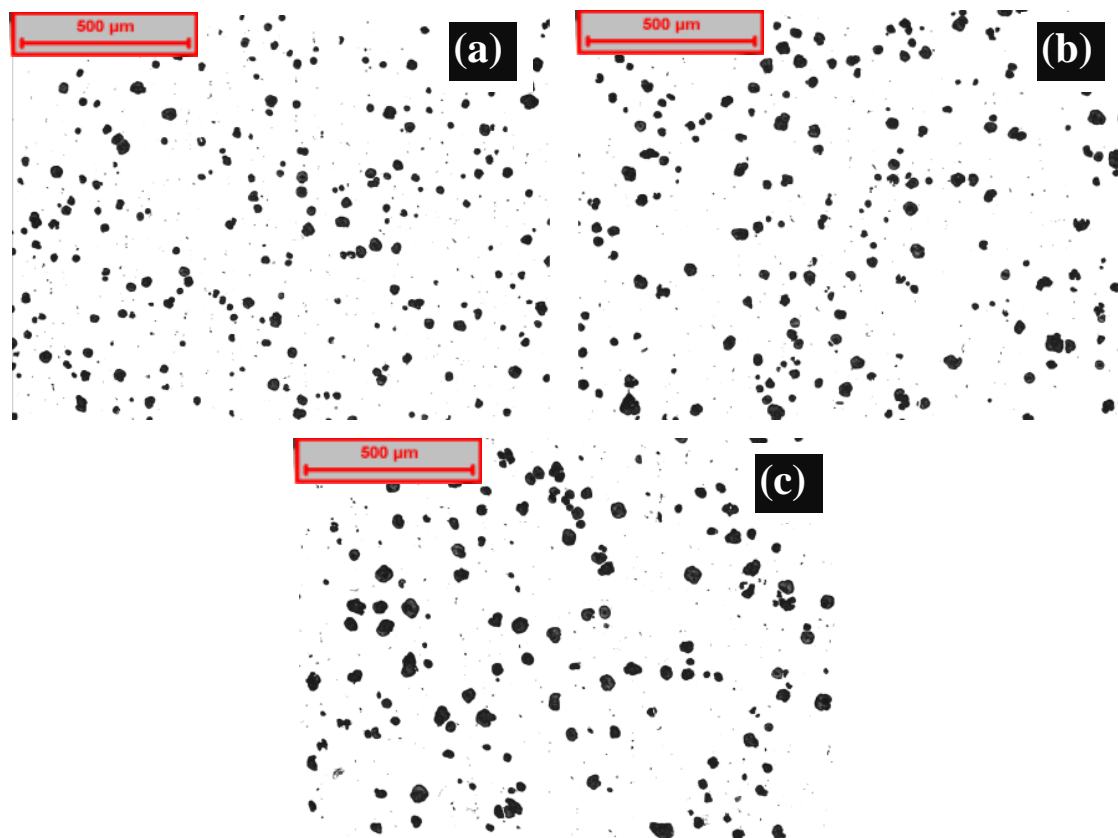
De acordo com a Tabela 5, observa-se um comportamento de crescimento dos nódulos de grafita em direção ao núcleo do cilindro e uma fração global constante. Comparativamente, a amostra B apresenta o menor tamanho médio de nódulos assim como o menor percentual médio de grafita em todas as regiões da amostra. A Figura 21 apresenta as micrografias das regiões analisadas.

Tabela 5: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra B.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	117,40	156,6	137,2
Desvio	22,74	8,26	14,17
Tamanho (μm)	43,42	48,93	56,62
Desvio	0,75	2,15	1,59
Fração (%)	6,53	7,10	8,19
Desvio	0,82	0,69	1,08

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 21 – Microscopia Óptica da amostra B sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.



Fonte: Elaboração própria.

5.1.1.4 AMOSTRA C

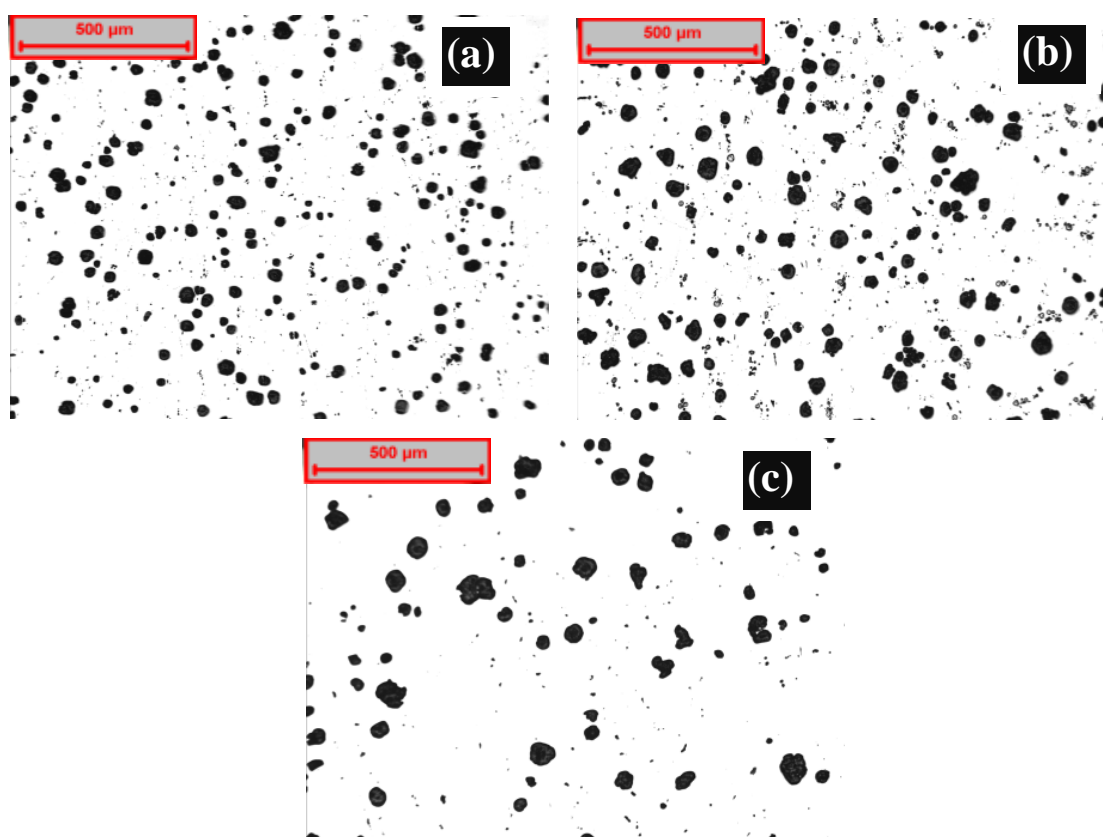
Com base nos resultados da Tabela 6, a Amostra C apresenta o terceiro maior tamanho médio dos nódulos de grafita, sendo menor apenas que os valores encontrados para as Amostras AA e A. O percentual de grafita se mantém constante em todas as três regiões, enquanto se observa uma redução de aproximadamente 50% na quantidade de nódulos da região interior em relação à superfície. As micrografias são apresentadas na Figura 22.

Tabela 6: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra C.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	179,6	134,6	91,4
Desvio	12,34	9,18	20,06
Tamanho (μm)	51,21	59,46	72,87
Desvio	1,24	2,90	2,76
Fração (%)	9,02	9,48	9,62
Desvio	0,45	0,97	2,21

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 22 – MO da amostra C sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.



Fonte: Elaboração própria.

5.1.1.5 AMOSTRA D

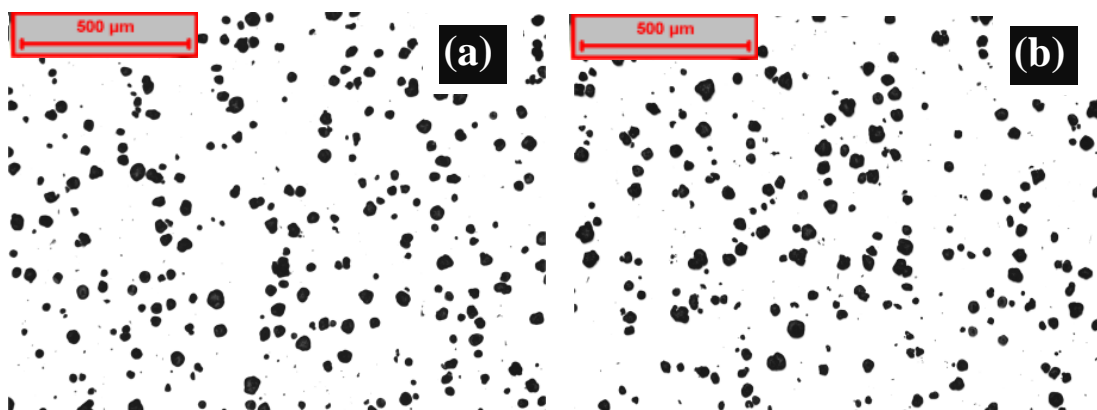
Segundo Tabela 7, a Amostra D apresenta o maior valor médio para a quantidade de nódulos gráfiticos nas três regiões analisadas. Há um aumento relativamente pequeno com relação ao tamanho dos nódulos, conforme observado na Figura 23, sendo de difícil identificação apenas pelas micrografias. O percentual de nódulos também se mantém constante.

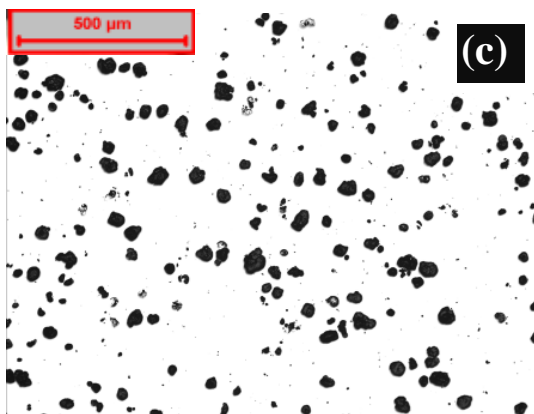
Tabela 7: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra D.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	193,4	184,0	160,6
Desvio	8,93	10,77	21,98
Tamanho (μm)	49,26	51,80	54,20
Desvio	1,95	3,05	2,39
Fração (%)	8,90	9,32	8,99
Desvio	0,80	1,31	1,04

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 23 – MO da amostra D sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.





Fonte: Elaboração própria.

5.1.1.6 AMOSTRA E

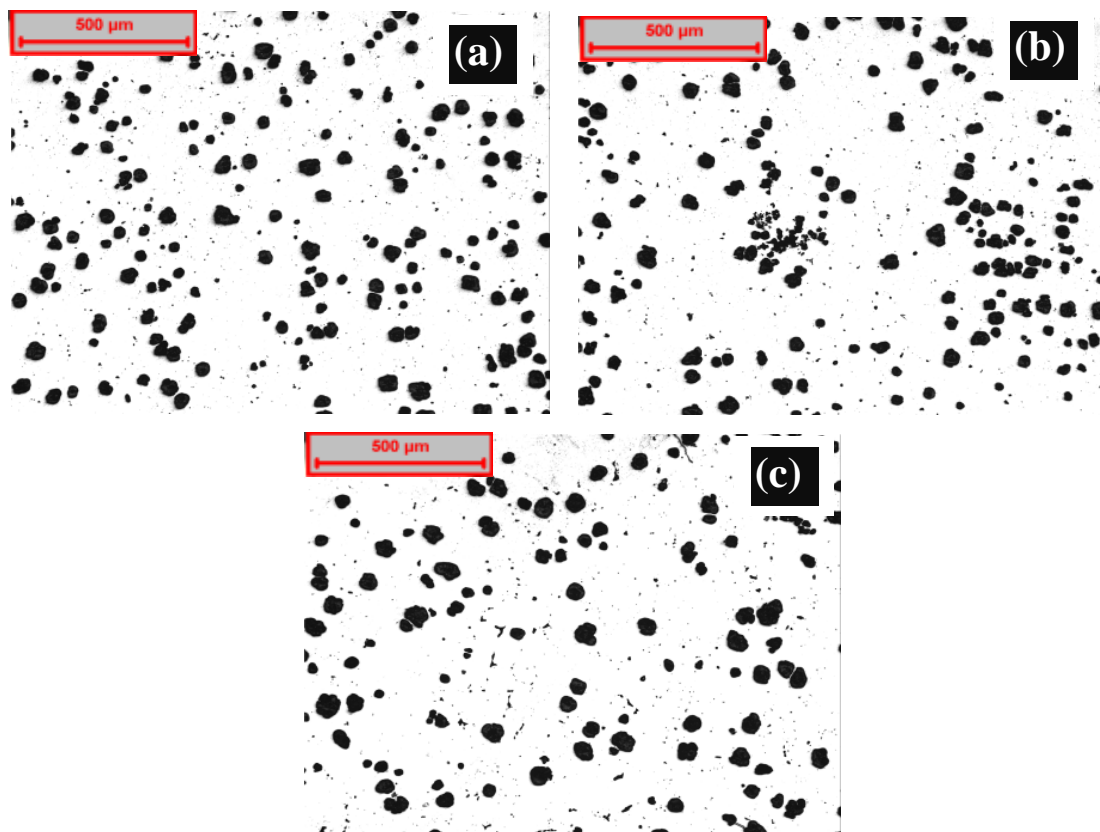
A última amostra caracterizada apresenta o maior percentual médio de grafita em comparação às demais, conforme Tabela 8. Da mesma maneira que na amostra anterior, observa-se uma tendência de crescimento dos nódulos em direção ao núcleo do cilindro, mas pouco quantitativo, conforme Figura 24. Há uma diminuição na quantidade dos nódulos de aproximadamente 15% da região interior ao núcleo.

Tabela 8: Caracterização microestrutural da grafita para a Amostra E.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	151,2	139,6	129,8
Desvio	4,38	10,60	10,38
Tamanho (μm)	62,03	63,69	66,36
Desvio	1,28	1,67	3,35
Fração (%)	10,85	10,68	10,63
Desvio	0,59	1,66	0,40

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 24 – MO da amostra E sem ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) afastada da superfície.



Fonte: Elaboração própria.

5.1.1.7 VARIAÇÃO DO TAMANHO MÉDIO DOS NÓDULOS DE GRAFITA EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA

Como revisado anteriormente, os dois fatores preponderantes na determinação da microestrutura do ferro fundido são a composição química do banho metálico e a velocidade de resfriamento. A influência da composição química se deve, principalmente, à presença dos elementos carbono, determinante para a quantidade de grafita a ser formada, silício, elemento grafitizante que favorece a decomposição do carboneto de ferro e, por último, de magnésio, responsável por assegurar a morfologia esferoidal da grafita durante sua nucleação e crescimento [8].

Para elevadas velocidades de resfriamento, observadas nas áreas adjacentes às paredes do molde, não há tempo suficientemente longo para a decomposição da cementita. Por isso, a

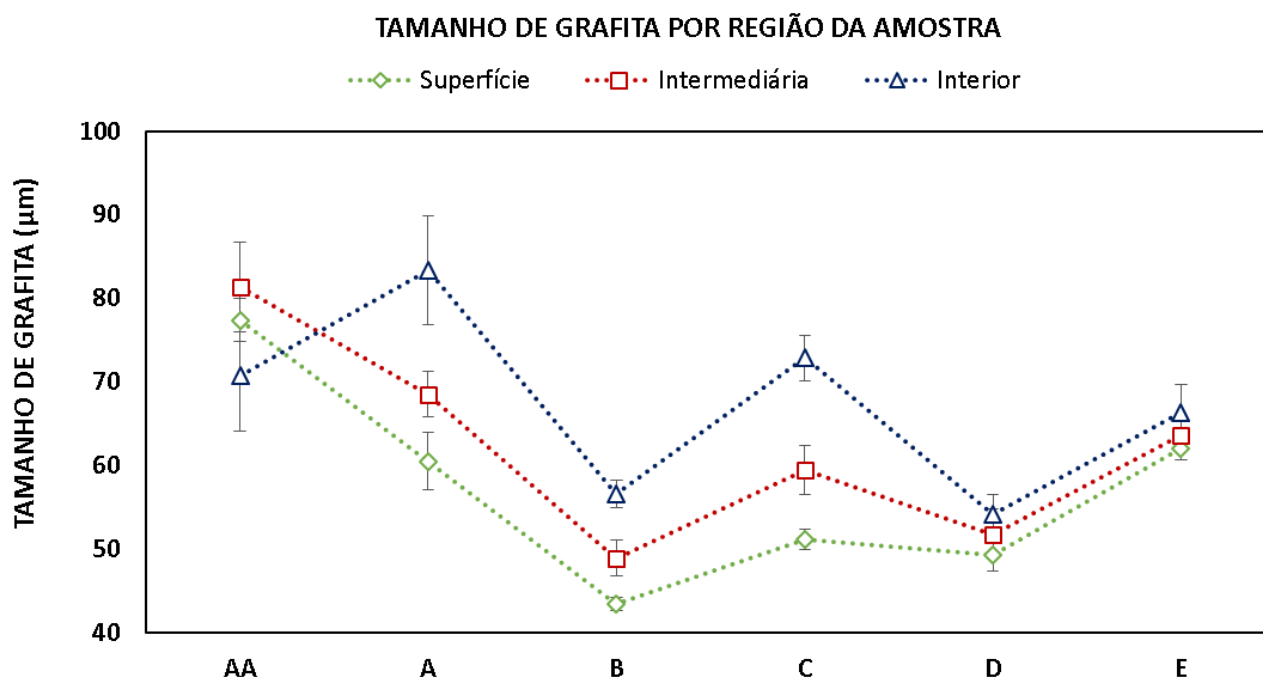
precipitação da grafita se dá, principalmente, pelo mecanismo de nucleação e crescimento nos contornos de austenita/cementita. Esta área adjacente corresponde à região de casca do cilindro, nomeada como “região de superfície” neste trabalho.

Em contrapartida, ocorre uma apreciável grafitização, com tempo suficientemente longo para o crescimento dos núcleos estáveis de grafita, na região interna do material, devido a taxas de resfriamento mais lentas.

De acordo com os resultados apresentados e sintetizados na Figura 25, observa-se que para todas as amostras, com exceção da Amostra AA, há uma tendência de crescimento dos nódulos de grafita partindo da região de superfície do cilindro em direção ao núcleo.

Sob influência da velocidade de resfriamento, o comportamento das amostras A, B, C, D e E está de acordo com o esperado, pois a região de núcleo do cilindro apresenta a menor velocidade de resfriamento durante a solidificação, visto que as taxas de extração de calor são menores por não haver contato direto com o molde. Por isso, espera-se que no interior, os núcleos tenham tempo suficientemente maior para crescimento dos nódulos comparado aos núcleos da região de superfície, onde o superresfriamento é mais elevado.

Figura 25 – Diagrama comparativo do tamanho de grafita por região analisada de cada amostra.



Fonte: Elaboração Própria.

A Tabela 9 apresenta os valores médios dos nódulos de grafita. Com relação à composição química, pode-se notar a influência do elemento silício no tamanho dos nódulos obtidos, diferenciando-se as amostras em dois grupos. O grupo formado pelas Amostras AA, A e E apresenta os maiores tamanhos de nódulos, entre 64 e 76 μm . Os menores tamanhos médios de nódulo ficam o grupo formado pelas Amostras B, C e D, com valores entre 49 e 61 μm .

O primeiro grupo apresenta o maior percentual em peso de silício nas amostras (Tabela 2), com valores de 1,90%p, 1,80%p e 1,80%p para as Amostras AA, A e E, respectivamente. Já as Amostras B, C e D apresentam valores percentuais de silício entre 1,60%p e 1,70%p.

Tabela 9: Comparativo para o tamanho dos nódulos de grafita entre todas as amostras.

Amostra	Superfície	Intermediária	Interior	Tamanho Médio (μm)
AA	77,42	81,39	70,76	$76,52 \pm 5,37$
A	60,84	68,56	83,39	$70,93 \pm 11,46$
B	43,42	48,93	56,62	$49,66 \pm 6,63$
C	51,21	59,46	72,87	$61,18 \pm 10,93$
D	49,26	51,80	54,20	$51,75 \pm 2,47$
E	62,03	63,69	66,36	$64,03 \pm 2,18$

Fonte: Elaboração Própria.

5.1.1.8 VARIAÇÃO DA QUANTIDADE DE NÓDULOS DE GRAFITA EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA

Com base nas teorias clássicas de nucleação, cada nódulo de grafita nucleia e cresce sobre um núcleo estável. Assim, quanto maior o número de núcleos, maior a quantidade de nódulos que surgirão durante a solidificação. Além disso, em seções mais finas, o tempo de solidificação é curto, favorecendo o surgimento de um maior número de nódulos.

O número de nódulos formado pode ser correlacionado ao grau de nucleação, que é afetado pelo poder de nucleação do banho metálico, a eficiência do processo de inoculação e pela

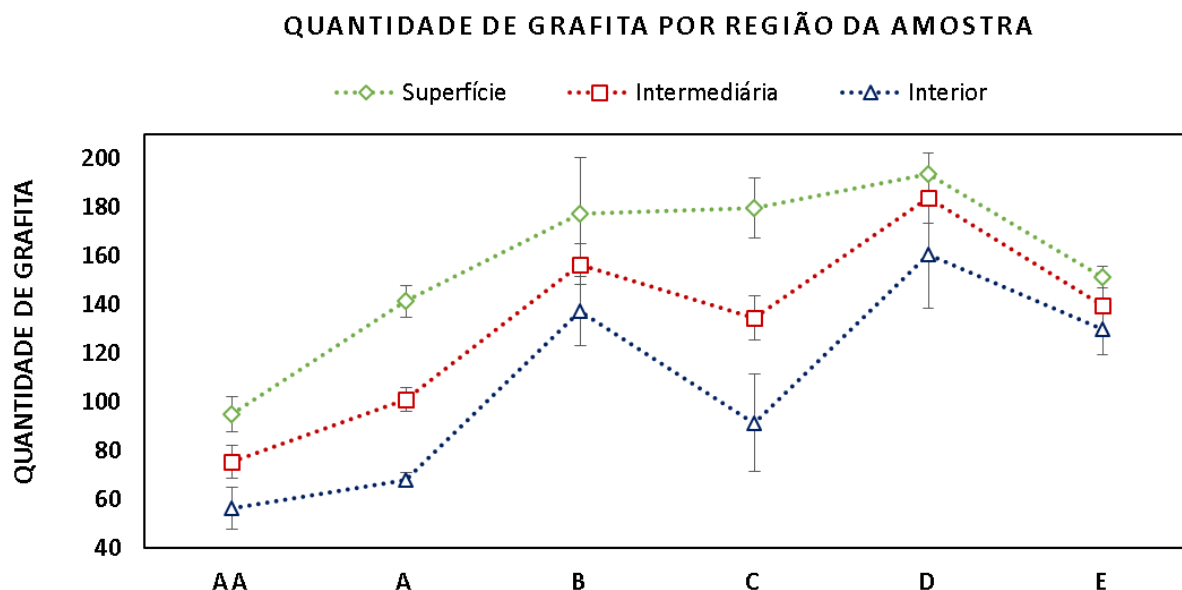
velocidade de resfriamento. No geral, quanto mais efetiva a inoculação, maior a quantidade de nódulos disponíveis no material [11].

Assim, à medida em que o superresfriamento aumenta, o número de núcleos cresce e, conseqüentemente, a quantidade de nódulos é maior com uma grafita de menor tamanho. Observa-se um grau de superresfriamento maior na região de superfície do cilindro em comparação ao núcleo da peça [11].

Novamente, ressalta-se a influência da composição química no número de nódulos do microconstituente. A distribuição dos nódulos está diretamente associada ao carbono, que determina a quantidade de grafita a ser formada, e ao percentual de silício na composição do metal. Como para todas as amostras o percentual de carbono é o mesmo, qualquer variação percentual de silício pode agir diretamente no número de nódulos obtidos.

De acordo com o gráfico da Figura 26, observa-se que todas as amostras apresentam maiores quantidades de nódulos de grafita na região de superfície da peça, em que o grau de superresfriamento é maior. O número de nódulos se reduz gradativamente da região intermediária ao núcleo, conforme esperado, concomitante ao aumento do tamanho deles.

Figura 26 – Diagrama comparativo para a quantidade de grafita por região analisada de cada amostra.



Fonte: Elaboração Própria.

De acordo com a Tabela 10, a Amostra D apresenta nitidamente o maior número médio de nódulos de grafita por amostra, seguida pela Amostra E. Com relação à composição química, observa-se que a Amostra D apresenta o menor teor de silício na composição. Por isso, acredita-se que tal comportamento seja resultado de um superresfriamento mais expressivo durante a solidificação deste material.

Curiosamente, ambas as amostras também apresentam os maiores percentuais de manganês em peso (1,00%p e 0,80%p, respectivamente). O manganês, sempre presente, tem efeito contrário ao silício, pois estabiliza o carboneto de ferro, contrabalanceando a ação grafitizante do silício. Consequentemente, esperava-se que esse efeito diminuísse o número de nódulos de grafita nessas amostras.

As Amostras C (com maior desvio) e B exibem quantidades significativamente parecidas. Já as Amostras AA e A, apesar de apresentarem elevados percentuais de silício na composição, indicam o menor número de nódulos disponível por amostra, conforme Tabela 10.

Tabela 10: Comparativo para a quantidade dos nódulos de grafita entre todas as amostras.

Amostra	Superfície	Intermediária	Interior	Quantidade Média
AA	95,0	75,6	56,6	75,73 ± 19,20
A	141,40	101,0	68,20	103,53 ± 36,67
B	117,40	156,6	137,2	137,07 ± 19,60
C	179,6	134,6	91,4	135,20 ± 44,10
D	193,4	184,0	160,6	179,33 ± 16,89
E	151,2	139,6	129,8	140,20 ± 10,71

Fonte: Elaboração Própria.

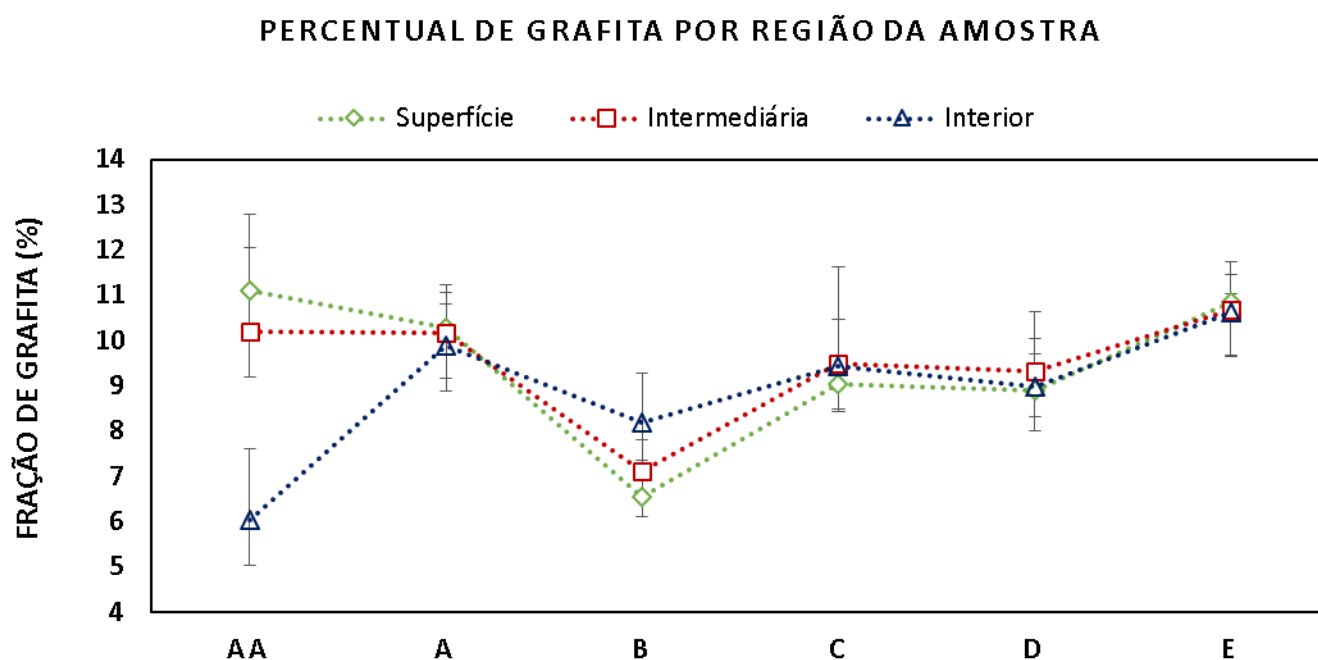
5.1.1.9 VARIAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA GLOBAL DE GRAFITA EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA

Os parâmetros metalúrgicos que mais contribuem com o aumento da fração volumétrica de grafita são o aumento do teor de silício associada a uma redução do superresfriamento. Em todo

caso, para estes materiais, espera-se que a fração global se mantenha constante em todas as regiões do cilindro visto que a composição do material da casca e do núcleo é a mesma. Esse valor constante indica homogeneidade da microestrutura em toda profundidade da peça.

A Figura 27 apresenta os resultados obtidos para a fração volumétrica global do microconstituente.

Figura 27 – Diagrama comparativo para o percentual de grafita por região analisada de cada amostra



Fonte: Elaboração Própria.

Como observado no gráfico, todas as amostras apresentam valores significativamente constantes, a exceção da Amostra AA, que novamente apresenta um comportamento não esperado. Essa discrepância na fração volumétrica dos nódulos de uma região a outra indica heterogeneidade da microestrutura. A Tabela 11 apresenta os resultados em termos quantitativos.

Tabela 11: Comparativo para a fração volumétrica global da grafita entre todas as amostras.

Amostra	Superfície	Intermediária	Interior	Percentual Médio
AA	11,11	10,18	6,04	$9,11 \pm 2,70$
A	10,28	10,17	9,87	$10,11 \pm 0,21$
B	6,53	7,10	8,19	$7,27 \pm 0,84$
C	9,02	9,48	9,62	$9,37 \pm 0,31$
D	8,90	9,32	8,99	$9,07 \pm 0,22$
E	10,85	10,68	10,63	$10,72 \pm 0,12$

Fonte: Elaboração Própria.

As maiores frações do constituinte são apresentadas pelas Amostras A e E, associadas aos maiores teores de silício da composição. A Amostra B apresenta a menor fração volumétrica do microconstituente. O grupo formado pelas amostras por AA, C e D se mantêm com uma fração volumétrica em torno de 9%.

5.1.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DO CARBONETO

Da mesma forma como feito anteriormente, dividiu-se a amostra em três regiões de análise: superfície, intermediária e interior. Cada região foi analisada em cinco diferentes campos. Com o auxílio do software Qwin Leica, os resultados são apresentados a seguir.

5.1.2.1 AMOSTRA AA

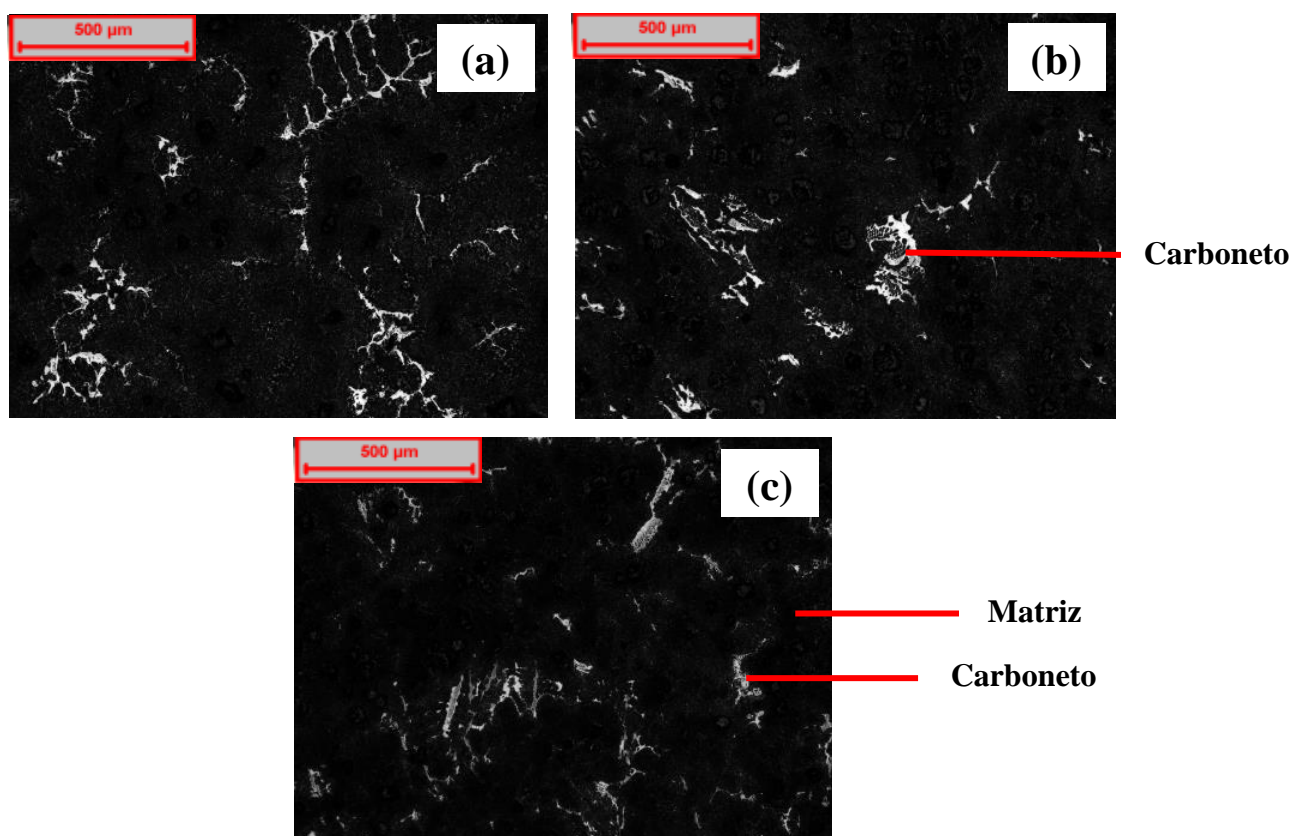
Conforme Tabela 12, a Amostra AA apresenta uma pequena quantidade de carbonetos, a menor entre todas as amostras. Observa-se que tanto a quantidade de carbonetos quanto a fração volumétrica global do microconstituente se mantêm praticamente constante nas três regiões de análise. As micrografias são apresentadas na Figura 28.

Tabela 12: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra AA.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	30,8	27,2	28,8
Desvio	10,11	11,73	11,03
Fração (%)	2,06	1,81	2,02
Desvio	0,94	0,80	0,77

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 28– Microscopia Óptica da amostra AA após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.



Fonte: Elaboração própria.

5.1.2.2 AMOSTRA A

Com relação a Amostra A, nota-se uma redução na quantidade de carbonetos partindo da

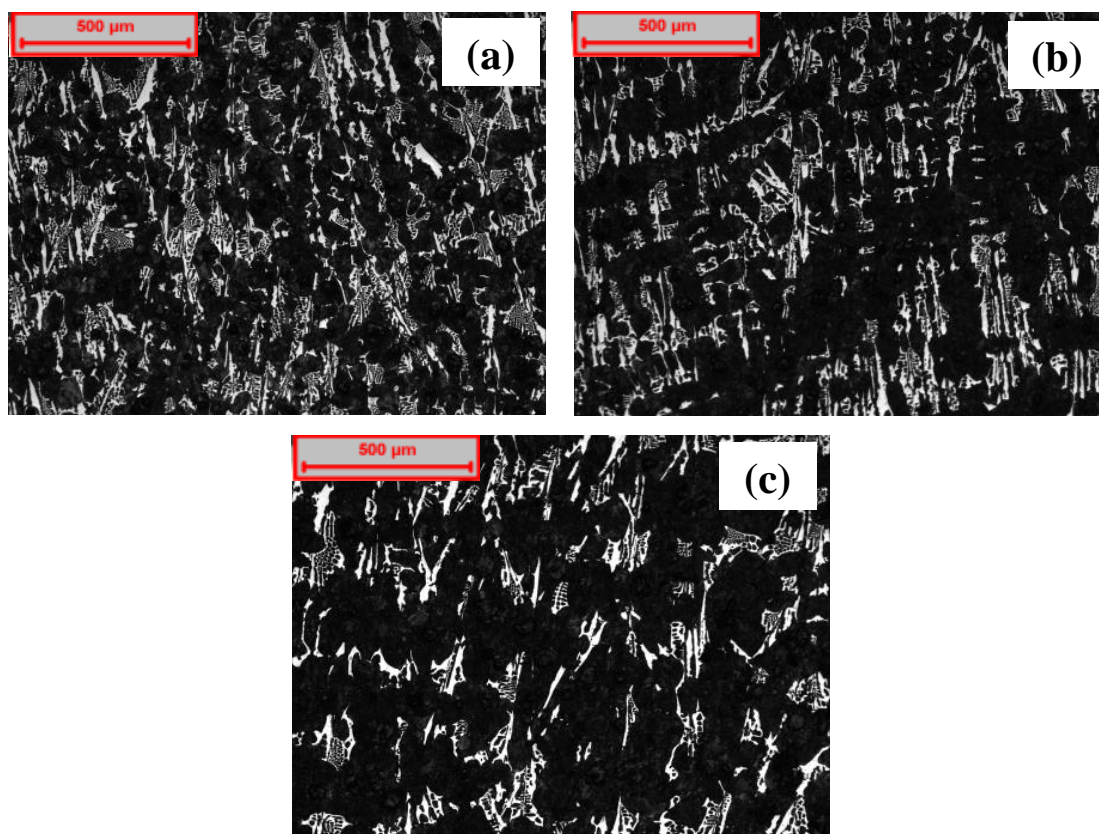
superfície ao núcleo, concomitantemente a uma diminuição da fração global do mesmo, indicados na Tabela 13 e Figura 29.

Tabela 13: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra A.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	267,4	185,6	127,6
Desvio	26,63	35,37	7,50
Fração (%)	18,19	13,72	11,56
Desvio	0,58	0,43	0,91

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 29 – Microscopia Óptica da amostra A após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.



Fonte: Elaboração própria.

5.1.2.3 AMOSTRA B

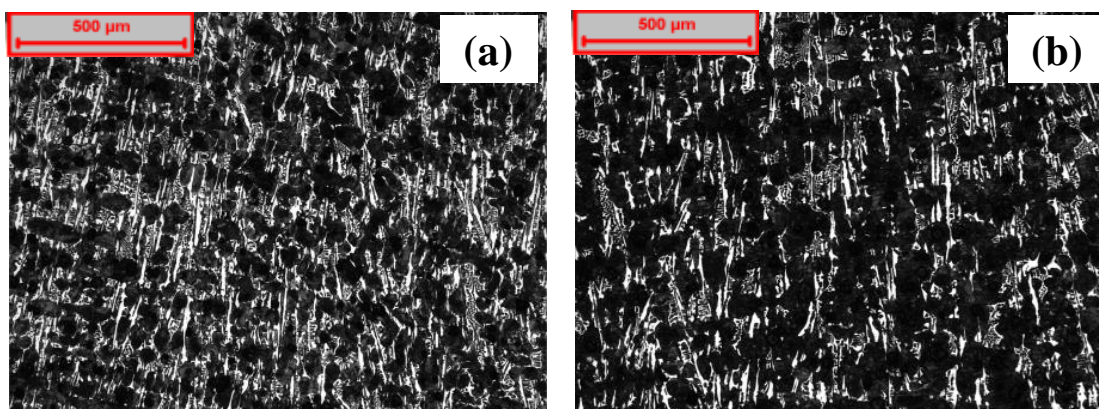
De acordo com dados da Tabela 14, a Amostra B apresenta uma grande quantidade de carbonetos distribuídos na matriz, conforme pode ser observado nas micrografias da Figura 30. Nota-se uma redução gradual tanto da quantidade quanto da fração volumétrica do microconstituente da região de superfície para o núcleo do material.

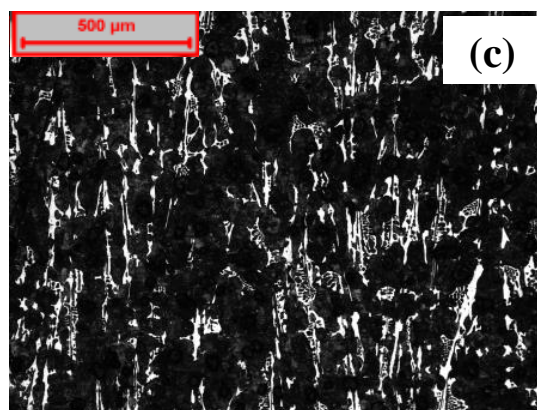
Tabela 14: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra B.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	338,6	273,4	202,6
Desvio	15,06	27,73	16,09
Fração (%)	21,58	15,59	13,32
Desvio	1,06	0,67	1,11

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 30 – Microscopia Óptica da amostra B após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.





Fonte: Elaboração própria.

5.1.2.4 AMOSTRA C

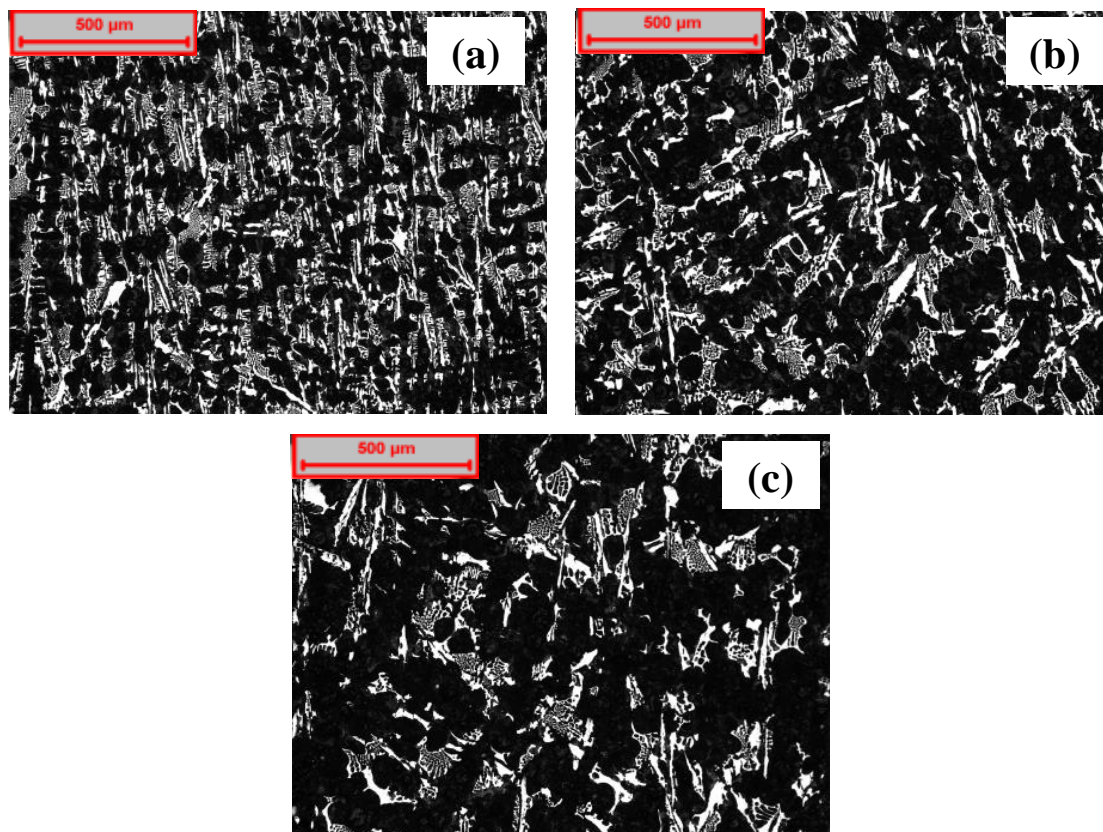
Seguindo o mesmo comportamento da amostra anterior, os resultados da Amostra C são apresentados na Tabela 15 e ilustrados na Figura 31.

Tabela 15: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra C.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	329,4	251,0	179,2
Desvio	37,32	28,35	19,07
Fração (%)	23,43	18,44	16,08
Desvio	0,66	0,60	1,81

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 31 – Microscopia Óptica da amostra C após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.



Fonte: Elaboração própria.

5.1.2.5 AMOSTRA D

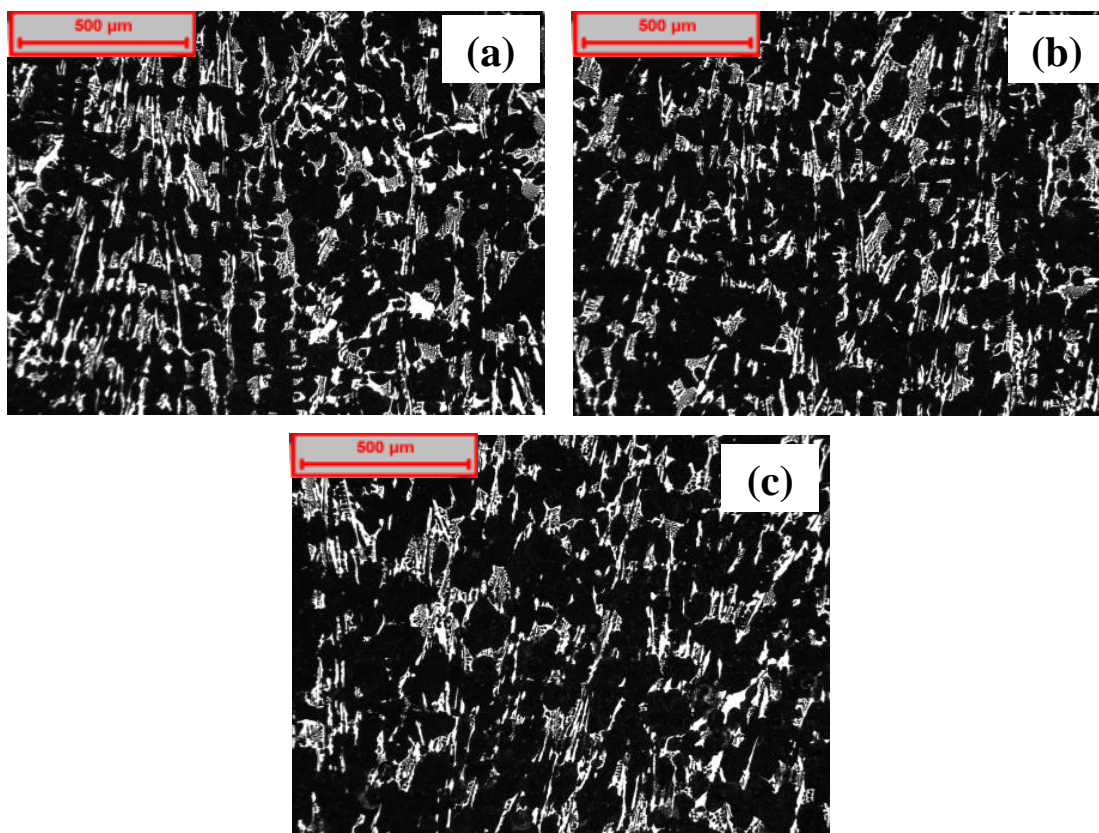
Pode-se observar grandes quantidades de carbonetos dispersos na matriz, havendo diminuição da quantidade e fração global do microconstituente seguindo da região de casca para o núcleo, conforme dados da Tabela 16. As micrografias são apresentadas na Figura 32.

Tabela 16: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra D.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	271,8	238,4	208,2
Desvio	24,40	18,30	18,19
Fração (%)	18,36	15,63	14,94
Desvio	1,04	1,88	1,41

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 32 – Microscopia Óptica da amostra D após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.



Fonte: Elaboração própria.

5.1.2.6 AMOSTRA E

Para a Amostra E, nota-se menores valores de fração volumétrica do microconstituente,

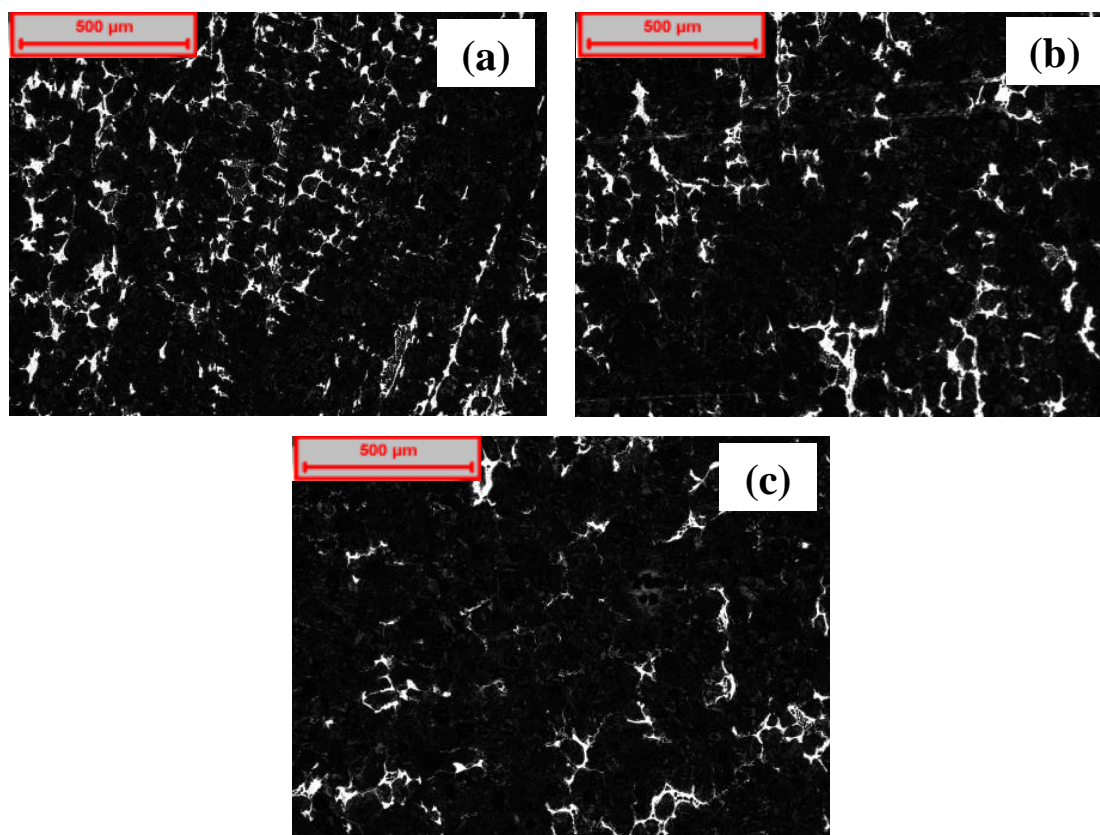
ficando atrás apenas da Amostra AA, segundo Tabela 17. Essa fração diminui da região de superfície ao longo da profundidade do material. A quantidade de carbonetos da região interna chega a ser aproximadamente 3 vezes menor que a da superfície, como observado na Figura 33.

Tabela 17: Caracterização microestrutural do carboneto para a Amostra E.

	Superfície	Intermediária	Interior
Quantidade	138,6	90,4	57,8
Desvio	10,14	10,14	5,40
Fração (%)	7,18	6,18	4,63
Desvio	0,44	0,63	0,51

Fonte: Elaboração Própria.

Figura 33 – Microscopia Óptica da amostra E após ataque com aumento de 100x das regiões: (a) superfície, (b) intermediária e (c) interior.

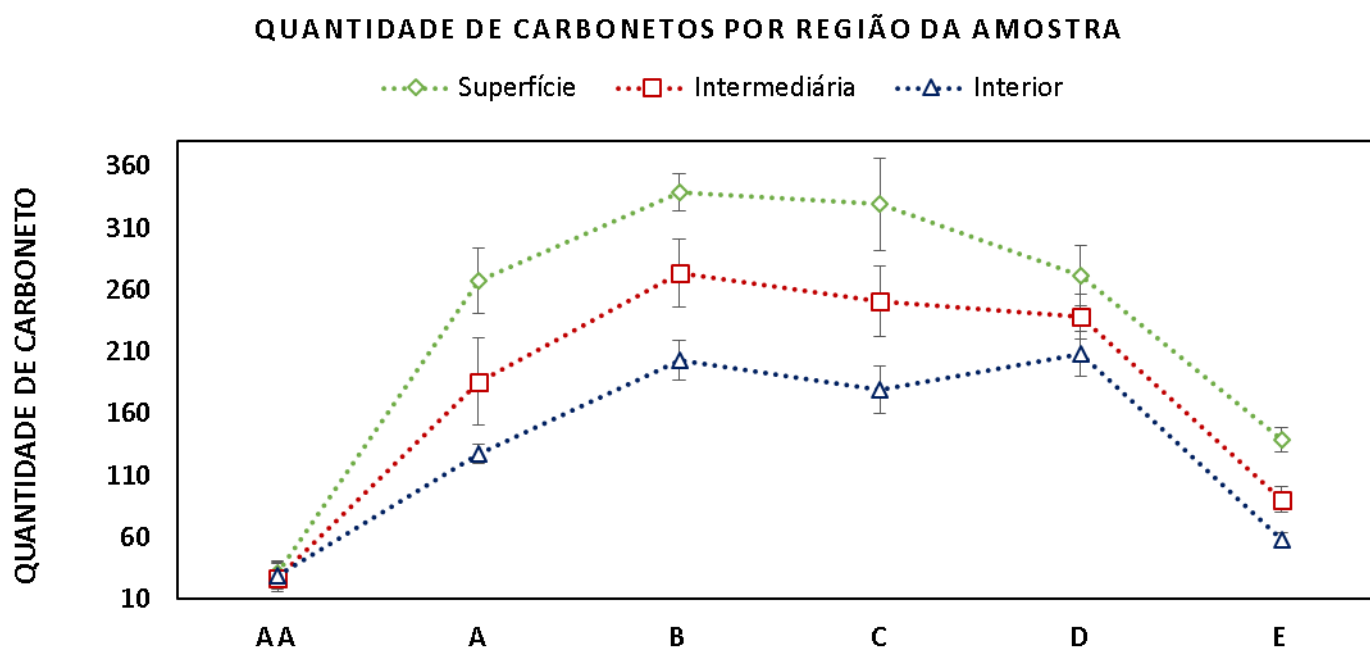


Fonte: Elaboração própria.

5.1.2.7 VARIAÇÃO DA QUANTIDADE DE CARBONETO EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA

Tomando como base o gráfico da Figura 34, pode-se observar um aumento na quantidade de carbonetos da região de superfície para o interior do material em todas as amostras, com exceção da Amostra AA. Tal amostra, inclusive, apresenta a menor quantidade do microconstituente, comparada às demais amostras, seguido pela amostra E. O fator que mais contribui para esta menor quantidade é o baixo teor de manganês na composição (elemento estabilizador do carboneto de ferro), em comparação às demais amostras.

Figura 34 – Diagrama comparativo da quantidade de carbonetos nas regiões analisadas em cada amostra.



Fonte: Elaboração Própria.

A Tabela 18 apresenta os valores médios para cada amostra, considerando-se as três regiões. O grupo formado pelas Amostras B, C e D possui a maior quantidade média de carbonetos de ferro em todas as regiões, começando pela Amostra B, seguida pelas Amostras C e D. São também as

amostras com maiores teores de manganês (0,60%p, 0,60%p e 0,80%p, respectivamente). A Amostra A apresenta valores intermediários.

Tabela 18: Comparativo para a quantidade de carbonetos entre todas as amostras.

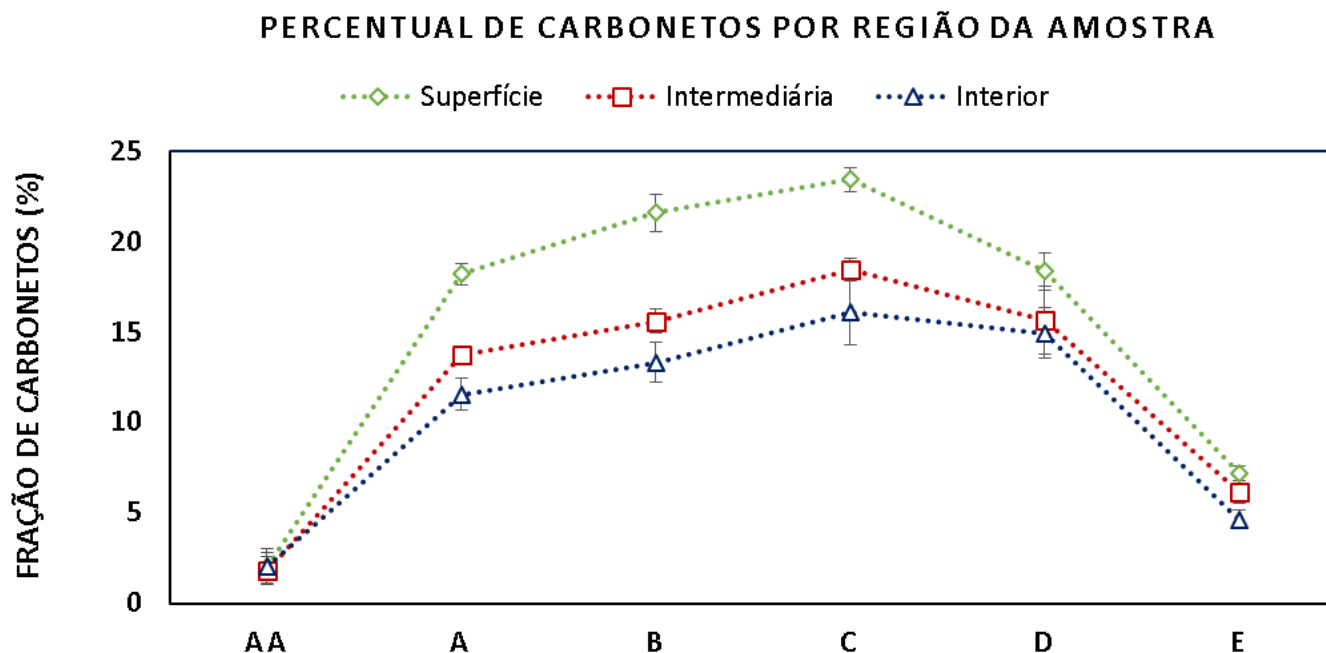
Amostra	Superfície	Intermediária	Interior	Quantidade Média
AA	30,8	27,2	28,8	$28,93 \pm 1,80$
A	267,4	185,6	127,6	$193,53 \pm 70,24$
B	338,6	273,4	202,6	$271,53 \pm 68,02$
C	329,4	251,0	179,2	$253,20 \pm 75,12$
D	271,8	238,4	208,2	$239,47 \pm 31,81$
E	138,6	90,4	57,8	$95,60 \pm 40,65$

Fonte: Elaboração Própria.

5.1.2.8 VARIAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA GLOBAL DE CARBONETO EM FUNÇÃO DA REGIÃO ANALISADA

Com relação à fração volumétrica, esperava-se que houvesse constância nos valores das três regiões, indicando homogeneidade da microestrutura em toda profundidade da peça. No entanto, esse comportamento ocorre apenas para as amostras AA e E. Por meio do gráfico (Figura 35), a região de superfície apresenta as frações volumétricas mais destoantes das demais regiões nas outras quatro amostras (A, B, C e D).

Figura 35 – Diagrama comparativo do percentual de carbonetos nas regiões analisadas em cada amostra.



Fonte: Elaboração Própria.

O grupo formado pelas Amostras B, C e D apresenta os maiores valores percentuais, repetindo o comportamento observado e esperado para a quantidade do microconstituente. A Amostra A apresenta valores medianos, enquanto as Amostras AA e E formam o grupo de amostras com menores valores percentuais, conforme Tabela 19.

Tabela 19: Comparativo para a fração global de carbonetos entre todas as amostras.

Amostra	Superfície	Intermediária	Interior	Fração Média (%)
AA	2,06	1,81	2,02	$1,96 \pm 0,13$
A	18,19	13,72	11,56	$14,49 \pm 3,38$
B	21,58	15,59	13,32	$16,83 \pm 4,27$
C	23,43	18,44	16,08	$19,32 \pm 3,75$
D	18,36	15,63	14,94	$16,31 \pm 1,81$
E	7,18	6,18	4,63	$6,00 \pm 1,28$

Fonte: Elaboração Própria.

5.2 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

5.2.1 MEDIDAS DE MICRODUREZA

Após a caracterização microestrutural, as medidas de microdureza das amostras foram obtidas. Os resultados são apresentados na Tabela 20.

Tabela 20: Resultados de microdureza dos carbonetos M_3C de cada amostra.

Microdureza Vickers (HV) – 10kgf						
Medida	AA	A	B	C	D	E
1	501,2	259,4	268,2	374,1	424,7	416,7
2	467,9	274,0	301,2	363,5	440,6	464,1
3	439,3	341,0	346,9	368,1	413,8	380
4	555,3	298,6	313,4	359,2	504,4	438,9
5	421,5	334,2	330,8	382,8	428,2	402,9
6	529,2	305,4	360,8	363,5	395,1	372,2
7	483,7	315,3	332,1	361,6	379,3	458,1
8	471,7	299,5	342	328,1	467,8	471,8
9	471,3	317,7	343,1	206,2	436,6	444,1
10	439,8	249,7	332	302	469	440,8
Média	478,1	299,5	327,1	340,9	436,0	429,0
Desvio	41,50	30,33	26,66	52,92	37,07	34,70

Fonte: Elaboração Própria.

As Amostras analisadas neste estudo podem ser divididas em dois grupos que se diferenciam pela matriz apresentada: bainítica com ocorrência de perlita e perlítica. As Amostras AA, D e E apresentam matriz bainítica, enquanto as Amostras A, B e C exibem matriz majoritariamente perlítica.

Embora as medidas tenham sido feitas analisando-se a dureza do carboneto, a depender da região medida, a dureza da matriz da amostra também afeta os resultados, podendo aumentar ou diminuir os valores obtidos.

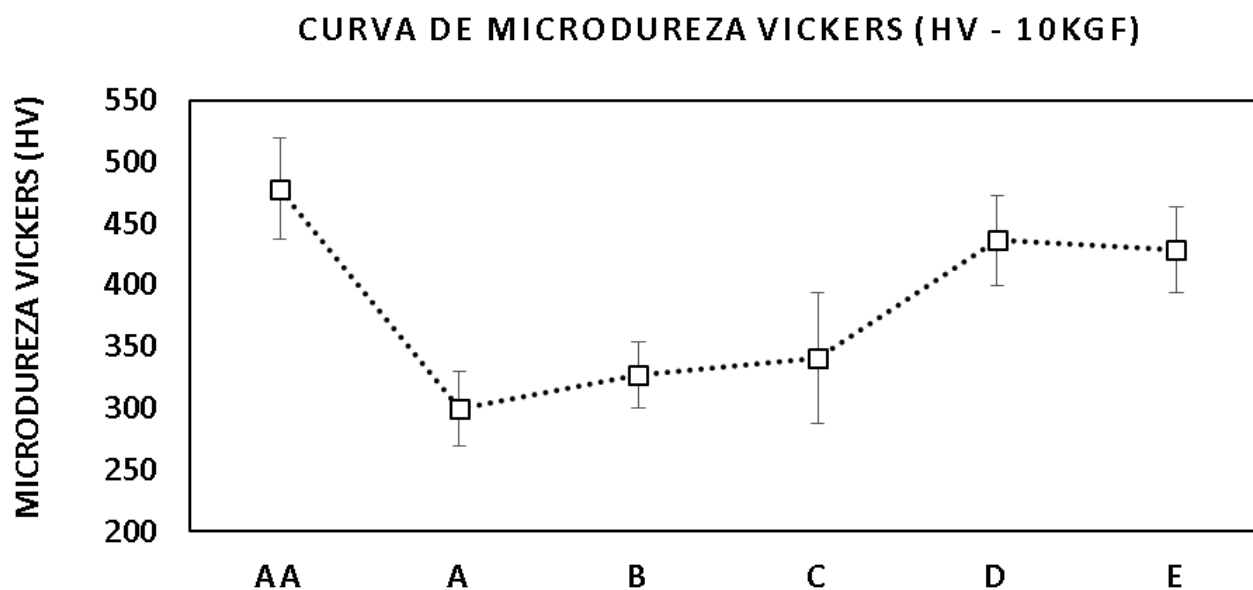
Pela análise da curva da Figura 36, a Amostra AA apresentou a maior dureza Vickers (HV), seguida das amostras D e E. Este grupo de amostras é justamente aquele que apresenta matriz bainítica, de maior dureza e resistência ao desgaste. Neste caso, as Amostras AA e E apresentaram

as menores frações volumétricas de carbonetos, o que não justificaria a obtenção de dureza mais elevada.

O maior valor médio de dureza da matriz observado para a Amostra AA, em comparação às outras demais de seu agrupamento (Amostras D e E), pode ainda ser justificado pela menor presença de carbonetos na microestrutura. Espera-se que a presença de carbonetos na microestrutura empobreça a matriz em carbono, contribuindo para redução de sua dureza. Com a menor quantidade de microconstituente, esta amostra apresentou uma matriz enriquecida em carbono e, conseqüentemente, maior valor de dureza Vickers.

As menores durezas ficaram com o grupo formado pelas amostras A, B e C, de matriz perlítica. Tais amostras, no entanto, apresentaram os maiores percentuais de carboneto de ferro. Por isso, observa-se que a matriz, de menor dureza, teve um efeito mais significativo na diminuição da resistência mecânica para as amostras em comparação à quantidade de carbonetos de ferro presente.

Figura 36 – Curva de microdureza das amostras de ferro fundido indefinido.



Fonte: Elaboração própria.

5.2.2 MEDIDAS DE DUREZA

Em seguida, as amostras foram submetidas às medidas de dureza Brinell. Os resultados para as seis amostras de ferro fundido indefinido são apresentados na Tabela 21.

Tabela 21: Resultados das medidas de Dureza Brinell (HB) das amostras analisadas.

Dureza Brinell (HB)						
Medidas - Superfície						
Medida	AA	A	B	C	D	E
1	302	375	363	401	415	388
2	293	375	363	401	415	388
3	293	363	352	388	415	388
Média	296	371	359	397	415	388
Desvio	5	7	6	8	0	0
Medidas - Interior						
1	285	363	331	388	415	388
2	293	363	331	388	415	388
3	269	341	341	401	429	375
Média	282	356	334	392	420	384
Desvio	12	13	6	8	8	8

Fonte: Elaboração própria.

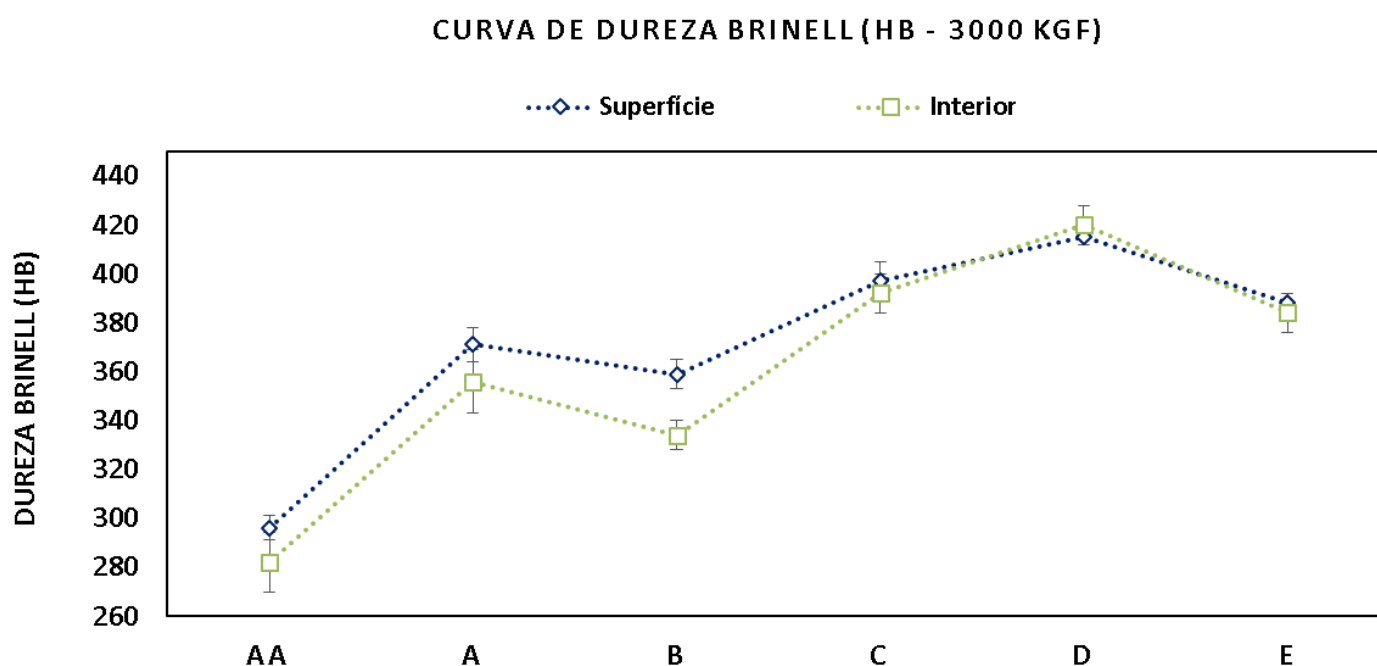
Como explicado anteriormente, as medidas de dureza foram realizadas nas regiões de superfície e interior de cada amostra, pois há uma variação na quantidade e tamanho dos microconstituintes de uma região a outra que pode influenciar nos resultados.

Cinco das seis amostras analisadas (AA, A, B, C e E) apresentaram valores de dureza relativamente maiores na região de casca do cilindro. Tal resultado está de acordo com o esperado, visto que os maiores percentuais de carboneto foram obtidos na região de superfície para todas as

amostras. A variação de dureza de uma região a outra para as Amostras C, D e E não ultrapassou 5 HB. A Amostra B apresentou a maior variação de dureza, com um valor de 25 HB de diferença, seguida pela amostra A, com variação de 15 HB.

Com relação à média geral, destacam-se as amostras D, C e E com os maiores valores, enquanto a Amostra AA apresenta o menor valor médio para as duas regiões. As Amostras A e B apresentaram resultados intermediários.

Figura 37 – Curva de dureza das amostras de ferro fundido indefinido.



Fonte: Elaboração própria.

Do ponto de vista das propriedades mecânicas, a própria grafita possui uma resistência mecânica muito baixa de modo que a sua presença pode ser entendida como uma descontinuidade da matriz, exercendo um efeito de concentrador de tensão. Neste caso, assegurar sua morfologia esferoidal durante toda a solidificação pode contribuir para reduzir o atrito entre a superfície de trabalho do cilindro e o produto a ser laminado e, conseqüentemente, sua resistência mecânica, quando comparado à grafita em veios. De forma geral, trata-se do microconstituente que garante usinabilidade ao cilindro

Do outro lado, tem-se os carbonetos de ferro, responsáveis por assegurar resistência mecânica e resistência ao desgaste do cilindro.

Conforme observado na caracterização microestrutural, as Amostras AA e E apresentaram os menores percentuais de carbonetos distribuídos ao longo da profundidade do material, associados às menores quantidades do microconstituente também. Tais resultados refletem significativamente a menor dureza obtida para a Amostra AA no ensaio de Dureza Brinell (HB), mas nem tanto para a Amostra E, que apresentou um valor próximo aos valores de amostras com maiores quantidades de carboneto. Tal resultado tem influência da dureza própria de sua matriz bainítica, visto que a esfera utilizada para o ensaio de dureza Brinell (HB) deve abranger uma região significativa da amostra, tanto em matriz quanto microconstituíntes. Além disso, pelas micrografias pode-se observar nódulos de grafita mais aciculares para a amostra AA, contribuindo para redução da resistência mecânica.

Como esperado, a Amostra D que também apresenta matriz bainítica e possui uma fração volumétrica e quantidade de carbonetos maior em comparação às amostras AA e E apresentou a maior dureza HB no ensaio.

O grupo de Amostras B e C apresentou as maiores quantidades de carboneto, mas também de grafita. Juntamente a Amostra A, apresentam uma matriz de dureza inferior (perlítica). Por isso, observa-se valores de dureza altos para as amostras, mas ainda menores do que o obtido para Amostra D.

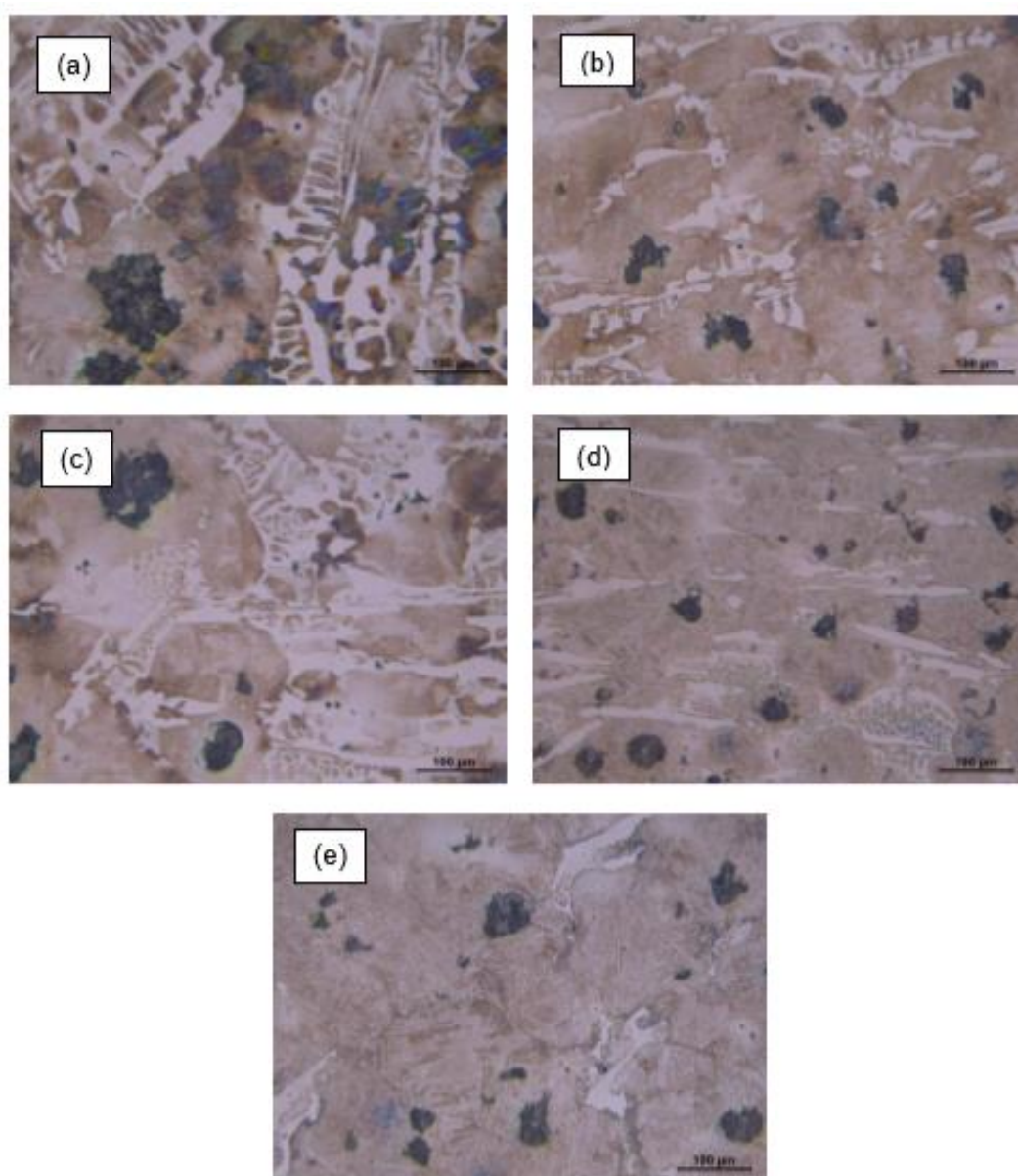
5.2.3 ENSAIO DE DESGASTE

A última parte da caracterização mecânica corresponde ao ensaio de desgaste abrasivo, o qual foi realizado em cinco das seis amostras disponíveis: A, B, C, D e E. Com base nos resultados obtidos nos ensaios anteriormente realizados, entendeu-se que a realização do ensaio de desgaste para a Amostra AA era dispensável, devido aos menores valores de dureza desta liga em comparação às demais analisadas.

5.2.3.1 MICROESTRUTURA DA SUPERFÍCIE DE DESGASTE

A Figura 38 apresenta a microestrutura representativa dos materiais utilizados, observando-se a presença de carbonetos de ferro e a formação de grafitas. As Amostras D e E apresentam matriz bainítica e as Amostras A, B e C apresentam matriz perlítica.

Figura 38 – Microestrutura analisada utilizando-se microscópio óptico: a) Amostra A, b) Amostra B, c) Amostra C, d) Amostra D e e) Amostra E.

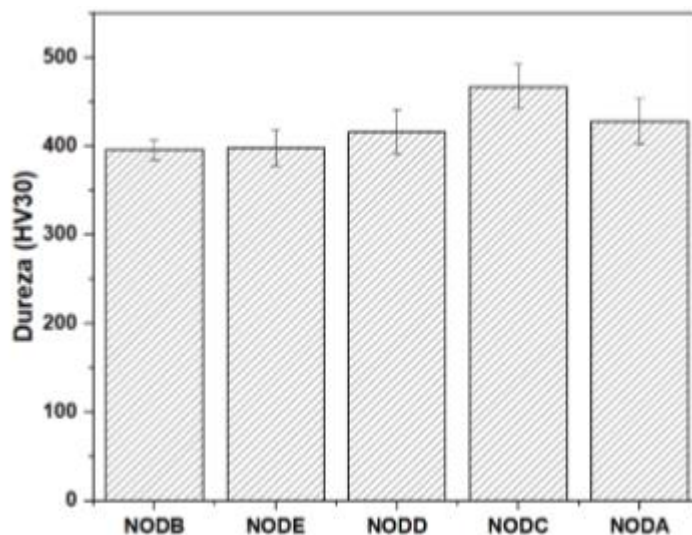


Fonte: Laboratório de Fenômenos da Superfície da FELUSP.

5.2.3.2 DUREZA VICKERS DA SUPERFÍCIE DE DESGASTE

Repetiu-se o ensaio de dureza Vickers na região de superfície de desgaste, para uma carga de 30 kgf. Os resultados de dureza Vickers (HV30) obtidos nas cinco amostras, e apresentados na Figura 39, permitem observar pouca diferença entre elas, destacando-se a Amostra C. As Amostras B e E apresentaram uma dureza ligeiramente inferior a 400 HV30, enquanto as Amostras D e A estão acima dos 400 HV30. A variação estatística entre os valores de cada amostra está em torno de 10%.

Figura 39 – Dureza HV30 das amostras analisadas. Amostra B (NODB), Amostra C (NODC), Amostra E (NODE), Amostra D (NODD) e Amostra A (NODA).

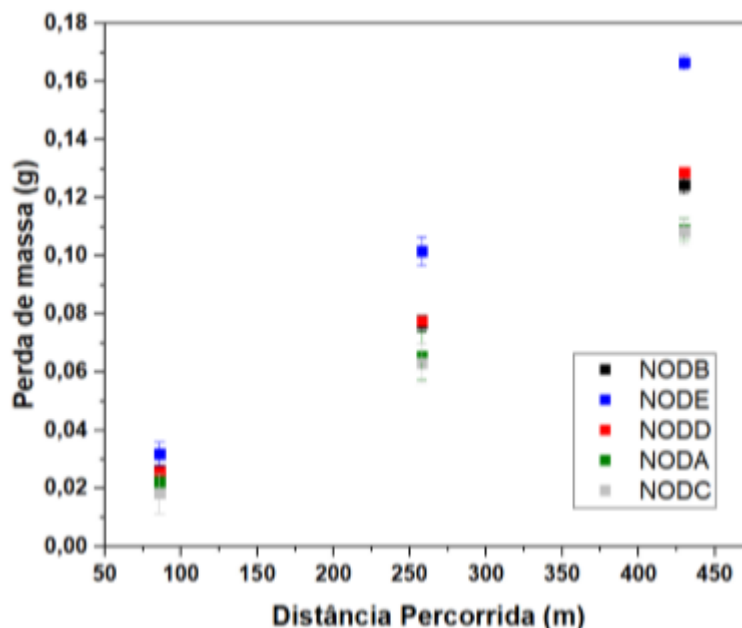


Fonte: Laboratório de Fenômenos da Superfície da FELUSP.

5.2.3.3 PERDA DE MASSA

As amostras apresentaram uma perda de massa linear com a distância percorrida. Na Figura 40 é apresentada uma comparação entre as amostras. Pode-se observar que após 5 lixas, que corresponde a 86 metros, as amostras não apresentam diferença estatística e, conforme a distância percorrida aumenta – chegando a 430 metros-, evidencia-se a maior perda de massa para a Amostra E. Em seguida, tem-se o grupo de Amostras D e B, e o grupo de menor perda de massa (Amostras A e C).

Figura 40 – Perda de massa em função da distância percorrida (metros) das amostras ensaiadas no tribômetro pino-lixo. Amostra B (NODB), Amostra C (NODC), Amostra E (NODE), Amostra D (NODD) e Amostra A (NODA).



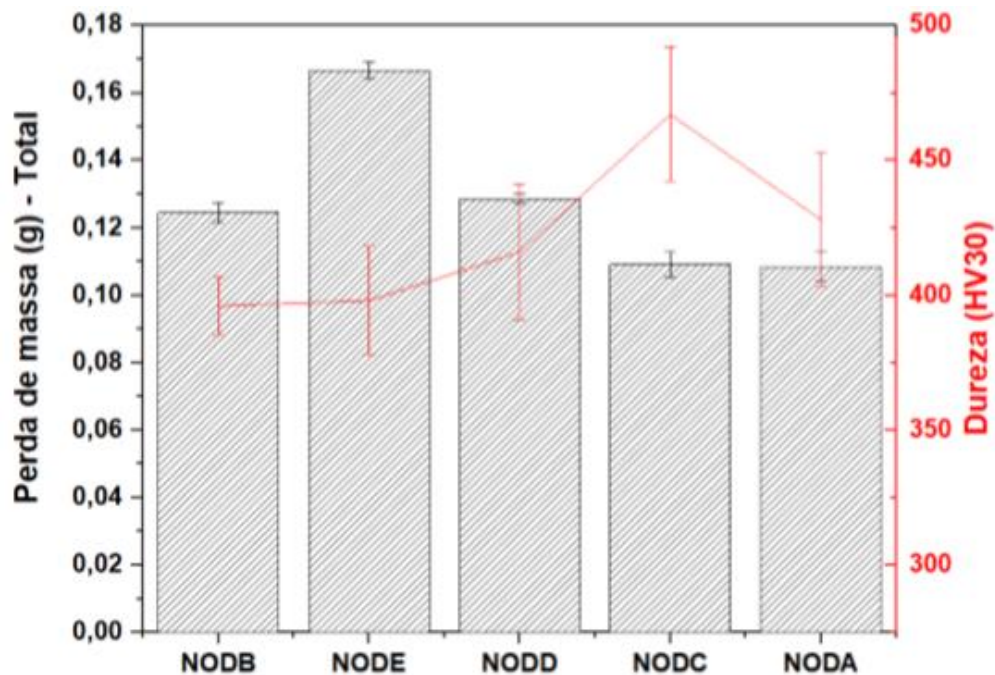
Fonte: Laboratório de Fenômenos da Superfície da FELUSP.

A perda de massa total foi analisada em relação à dureza obtida nas amostras (Figura 40) e apresentada na Figura 41. A amostra com maior perda de massa (Amostra E) é a que apresenta a menor dureza HV do ensaio. Pelos resultados da caracterização microestrutural, também é a amostra com menor percentual e quantidade de carbonetos ao longo da profundidade do material. Logo, observa-se a influência do microconstituente na resistência ao desgaste do cilindro.

O grupo formado pelas Amostras C e A registrou a menor perda de massa, cerca de 52% a menos que a Amostra E. Este grupo corresponde às amostras de maior dureza do ensaio HV30. A contribuição à resistência mecânica e, conseqüentemente, ao incremento na resistência ao desgaste são resultados diretamente relacionados aos elevados valores de fração volumétrica e quantidade de carbonetos em suas respectivas microestruturas, visto que apresentam matriz perlítica – de menor dureza.

Já as Amostras B e D apresentaram uma perda de massa 33% menor do que aquela obtida para a Amostra E. Ambas apresentaram frações volumétricas de carboneto em torno de 16%, embora se diferenciem por apresentarem matriz bainítica (Amostra D) e perlítica (Amostra B).

Figura 41 – Gráfico comparativo para a perda de massa total (g) em função da dureza Vickers para cada amostra. Amostra B (NODB), Amostra C (NODC), Amostra E (NODE), Amostra D (NODD) e Amostra A (NODA).

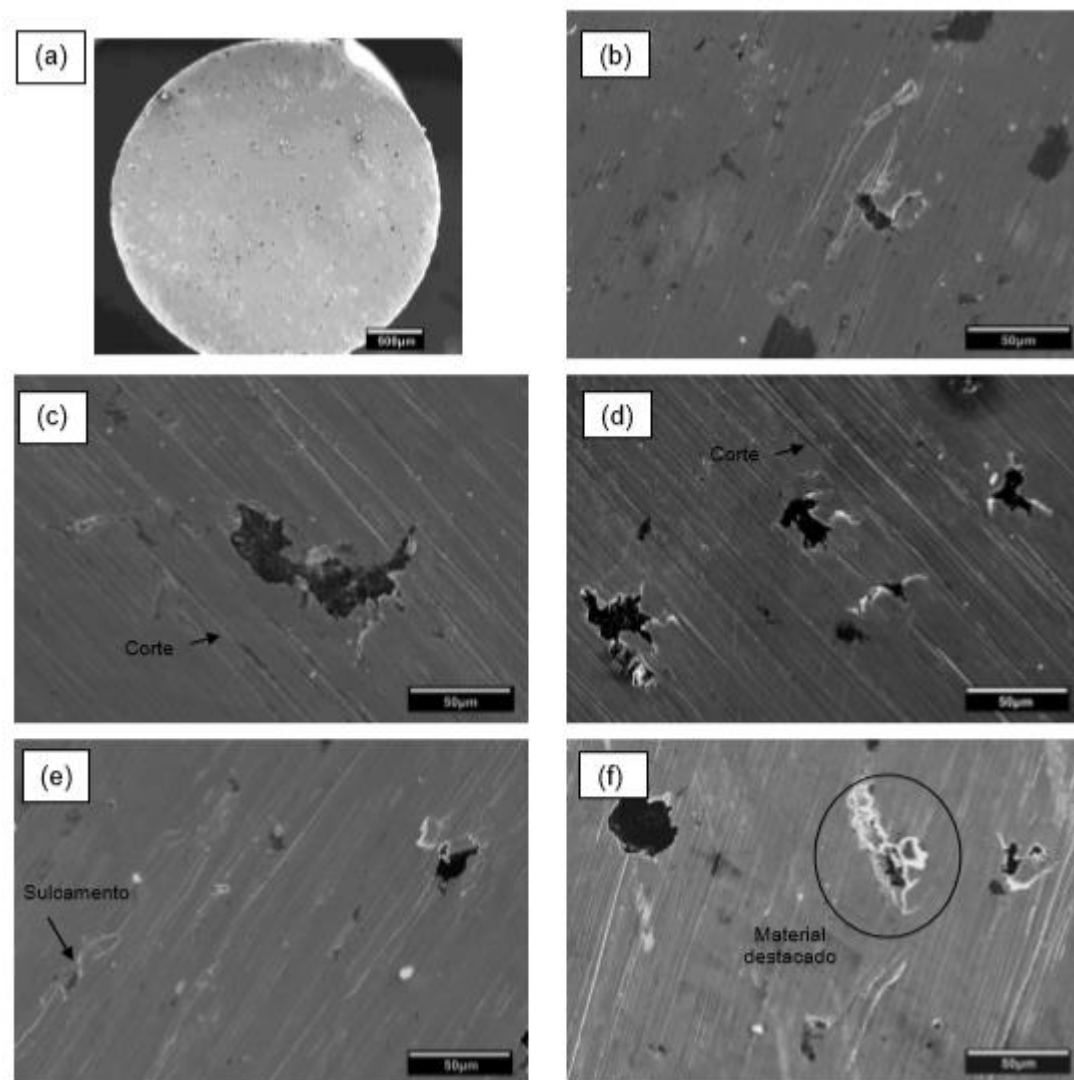


Fonte: Laboratório de Fenômenos da Superfície da FELUSP.

5.2.3.4 MECANISMOS DE DESGASTE

Na Figura 42 são apresentadas as topografias das superfícies desgastadas das amostras, utilizando-se o detector de elétrons secundários (SEI) da microscopia eletrônica de varredura (MEV). Nas superfícies podem ser observadas as marcas geradas pelas partículas abrasivas da lixa.

Figura 42 – Superfície dos pinos após ensaio via imagens SEI (elétrons secundários): a) pino com aumento de 30x, b) Amostra B, c) Amostra E, d) Amostra D, e) Amostra C e f) Amostra A.



Fonte: Laboratório de Fenômenos da Superfície da FELUSP.

As superfícies mostraram a presença de microcorte como o principal mecanismo de desgaste. No microcorte, observa-se acúmulo de material à frente da partícula abrasiva. Em todas as amostras analisadas observou-se destacamento do material.

6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos após a caracterização microestrutural evidenciam as diferenças entre as amostras com relação à fração volumétrica e quantidade dos microconstituintes grafita e carboneto, assim como a variação microestrutural ao longo da profundidade de cada amostra.

Com relação à microestrutura, as amostras se diferenciam em dois grupos de acordo com a matriz apresentada: bainítica – Amostras AA, E e D e perlítica – Amostras A, B e C. A maior fração volumétrica de carbonetos foi registrada pela Amostra C, seguido pelas amostras B e D. A Amostra A apresentou valores intermediários, enquanto as Amostras AA e E registraram os menores percentuais.

A influência da quantidade de carbonetos de ferro nas propriedades mecânicas pôde ser observada nos resultados dos ensaios de dureza e desgaste abrasivo. Primeiramente, obteve-se valores de dureza Brinell maiores na região de casca para todas as amostras em função da maior fração volumétrica de carbonetos de ferro nessa região, quando comparado ao núcleo. Com relação à resistência ao desgaste abrasivo, para uma distância de 430 m, a Amostra E registrou a maior perda de massa e menor dureza em comparação às demais, em função da menor presença de carbonetos em sua microestrutura. As Amostras A e C apresentaram a menor perda de massa, cerca de 52% menor do que a Amostra E, associados a elevados valores de dureza. Por último, o grupo formado pelas Amostras B e D, que se destacaram pela presença elevada de carbonetos ao longo de sua microestrutura e, conseqüentemente, registraram valores de dureza também altos, apresentaram uma perda de massa 33% menor que a Amostra E.

Com relação ao ensaio de desgaste abrasivo, todas as amostras apresentaram destacamento do material e microcorte como principal mecanismo de desgaste.

Em relação à grafita, pôde-se observar a influência da velocidade de resfriamento e do elemento silício na microestrutura. No geral, a região de casca apresentou a maior quantidade de nódulos do microconstituente com grafitas de menor tamanho. Tal resultado indica um maior superresfriamento nessa região, principalmente em função das maiores taxas de extração de calor pelo contato direto do metal com o molde. A região de núcleo apresentou uma menor quantidade de nódulos associada a maiores tamanhos. As Amostras AA, A e E, que registraram os maiores percentuais em peso de silício, apresentaram os maiores tamanhos de nódulo de grafita e fração volumétrica do microconstituente, em função da ação grafitizante do elemento.

Por fim, conclui-se que as Amostras B, C e D apresentaram comportamento semelhante em termos de microestrutura e propriedades mecânicas, associados a boa resistência ao desgaste. A Amostra A se diferencia por apresentar uma boa resistência ao desgaste, embora registre quantidades significativas de grafita em sua microestrutura e valores intermediários de dureza. O grupo de Amostras AA e E também se assemelha em comportamento, por apresentarem os piores resultados em termos de resistência ao desgaste abrasivo e dureza. São as amostras com menor quantidade de carbonetos em sua microestrutura.

7. REFERÊNCIAS

- [1]. DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**, McGraw-Hill, 1 ed. 1988.
- [2]. SILVA, A. L. V. da C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 3 ed. São Paulo: Blucher, 2010.
- [3]. **Gerdau: Cilindros de Laminação**. Disponível em: <<https://pt.scribd.com/document/369134268/aula-usp-compatibility-mode-pdf>>. Acesso em: 08 de ago. 2018.
- [4] RIZZO, E. M. S. **Processos de Laminação de Produtos Longos de Aço**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2010.
- [5] PERNAMBUCO, L. R. A.; **Avaliação da Usinabilidade de Cilindros para Laminação de Tiras a Quente**. Dissertação de Mestrado: Guaratinguetá, 2014.
- [6] ELLIOTT, Roy. **Cast iron technology**. Inglaterra: Butterworth & Co., 1988. 244 p.
- [7] CHARRE, M. D.; **Microstructure of Steels and Cast Irons**. 1 ed. Alemanha: Springer Velag, 2004.
- [8] CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7 ed. São Paulo: AMB, 2005. 518 p.
- [9] BENZ, M.G.; ELLIOT, J. F. **The austenite Solidus and Revised Iron-Carbon diagram**. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1961. v.221, 323-330 p.
- [10] PIESKE, A; CHAVES, F., L.M. & REINER, J. F. **Ferros Fundidos de Alta Qualidade**. 3 ed. 1980, Joinville: Soc. Ed. Tupy, 274 p.
- [11] SANTOS, A.B.S.; BRANCO, C.H.C. **Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares**. 3 ed. 1989, São Paulo: ITP 206.

- [12] NETO, A. O.; **Estudo da Solidificação de Ferros Fundidos Através da Análise Dilatométrica**. Dissertação de Mestrado: São Carlos, 1985.
- [13] CABEZAS, C.S.; SCHON, C.G.; SINATORA, A.; GOLDENSTEIN, H.; **Os Diagramas de Fase Estável e Metaestável do Sistema Fe-C-X (X = Cr, Si) e a Solidificação dos Ferros Fundidos**. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais: São Paulo
- [14] ROSARIO, A. M.; **Estudo dos Efeitos de Elementos de Liga na Solidificação de um Ferro Fundido Cinzento Via Análise Térmica**. Dissertação de Mestrado: Ponta Grossa, 2012.
- [15] CORNÉLIO, G. T.; **Caracterização de Materiais Utilizados na Fabricação de Cilindros de Laminação Submetidos ao Desgaste Abrasivo**. Dissertação de Mestrado: Guaratinguetá, 2006.
- [16] BRAVO, S. V.; YAMAMOTO, K.; MIYAHARA, H.; OGI, K.; **Controle f Carbides and Graphite in Ni-hard Type Cast Iron for Hot Strip Mills**. Materials Science Forum. 561-565.10.4028. Disponível em: <www.scientific.net/MSF.561-565.1023>. Acesso em: 07 de out de 2018.
- [17] LOZANO, J. A; ANTOLÍN, J. F. A.; LOPEZ, B. D. R.; POCINO, A. G.; **Optimization of Graphite Morphology in Mottled Nihard Cast Irons Inoculated with Feb and Manufactured by Centrifugal Casting**. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/324753822_Optimization_of_Graphite_Morphology_in_Mottled_Nihard_Cast_Irons_Inoculated_with_Feb_and_Manufactured_by_Centrifugal_Casting>. Acesso em: 07 de out de 2018.
- [18] SCHEFFER, L.; **Conformação Mecânica**, editora Imprensa Livre, 2004, p. 59-114.
- [19] CETLIN, P.R.; HELMAN, H.; **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**, Editora Artliber, 2005, p.119-152 e 193-257.